

UNIVERSIDAD CARLOS III DE MADRID
ESCUELA POLITÉCNICA SUPERIOR

DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA MECÁNICA. AREA DE FABRICACION Y PRODUCCION.



TRABAJO FIN DE GRADO

Tratamiento criogénico para la producción integral sostenible de mecanizado de piezas metálicas endurecidas.

Grado en Ingeniería en Tecnologías Industriales

Septiembre 2014

Autor: Juan Manuel Becerro Voces.

Tutor: Antonio Díaz Álvarez.



Universidad
Carlos III de Madrid
www.uc3m.es



AGRADECIMIENTOS

Muchas personas son las que a lo largo de estos años me han ayudado y hecho prosperar y mejorar, no sólo como ingeniero, sino como persona. Es por eso que todas ellas tienen aquí un sitio reservado.

En primer lugar, y de forma indudablemente destacada, me gustaría agradecer a mi familia todo su apoyo y cariño; acordándome también de los que ya no están y tanto me apoyaron. Mostrar un agradecimiento muy especial a mis padres. A ellos agradecerles, no sólo la oportunidad de haber llevado a cabo estos estudios, sino todo lo que me han dado y lo que han hecho para que haya podido llegar hasta aquí y que no podría haber imaginado sin ellos. Por haberme apoyado siempre en los momentos importantes, incluso en mis decisiones más arriesgadas y difíciles. Y sobre todo, porque sin ellos no habría podido llegar a ser quien soy. Gracias.

También me gustaría guardar un lugar especial para todos los amigos con los que he tenido y tengo la suerte de contar. A los amigos que he tenido la gran fortuna de conocer durante estos años de carrera y con los que he prosperado a lo largo de ellos, no sólo como ingeniero, sino lo que es más importante, como persona. Pero sin olvidarme de los amigos “de siempre”, los que a pesar de los años siguen ahí. Con todos ellos he compartido momentos buenos, y otros no tanto, pero momentos especiales todos, que guardo con gran cariño. Se suele decir que somos el resultado de las personas con quien nos relacionamos, y en mi caso no podrían ser mejores, así que, gracias también a todos vosotros por haberme hecho la persona que soy.

Así mismo, me gustaría darles las gracias a Antonio y a Henar. En primer lugar, que es la causa por la que he llegado a realizar este trabajo, por haber confiado en mí para colaborar dentro del proyecto de investigación que estaban desarrollando. Por supuesto, por haberme dado la posibilidad de llevar a cabo este proyecto y todo el apoyo que me han prestado a lo largo del mismo. Y, en general, por todo lo que me han ayudado y orientado en este tiempo.

Por último, mostrar mi agradecimiento a todos los que me han ayudado con este proyecto, y su dedicación desinteresada, así como a los que me han apoyado en todo momento durante la realización del mismo.



A todas las personas que he nombrado, y a las que se me haya podido olvidar mencionar, pero que también tienen aquí su sitio, a todos, gracias. Sois una parte muy importante de este proyecto, y sin vosotros no habría sido posible. Este proyecto es también vuestro.



Universidad
Carlos III de Madrid
www.uc3m.es



ÍNDICE

AGRADECIMIENTOS	3
TABLA DE ILUSTRACIONES	10
RESUMEN	16
SUMMARY	18
1. INTRODUCCIÓN	20
2. EL ACERO	25
2.1 <i>El hierro</i>	25
2.1.1 Estructuras Cristalinas del Hierro.	27
2.1.2 Estructuras Cristalinas	32
2.1.2.1 Estructura BCC	35
2.1.2.2 Estructura FCC.....	36
2.1.2.3 Estructura HCP	37
2.1.3 Disoluciones sólidas en el Hierro.	39
2.1.3.1 Soluciones sólidas de sustitución.	39
2.1.3.2 Soluciones sólidas de inserción.	42
2.1.4 Elementos solubilizados en hierro.	44
2.1.5 El sistema Hierro-Carbono.....	47
2.1.5.1 Diagrama de Fase Hierro-Carbono.....	47
2.2 <i>Componentes, obtención y tratamiento del acero.</i>	55
2.2.1 Tipos de acero según su contenido de carbono.	57
2.2.2 Elementos Aleantes.....	63
2.2.3 Martensita.....	68
2.2.4 Perlita.....	73
2.2.5 Bainita.....	77
2.3 <i>Diagramas TTT.</i>	81
2.3.1 Introducción.....	81
2.3.2 Diagramas de Transformaciones Isotérmicas (IT).	81
2.3.3 Diagramas de Transformación por Enfriamiento Continuo (CCT).	84
2.2.4 Tratamientos Térmicos.	90
2.2.4.1 Austenización.	90
2.2.4.2 Recocido (Annealing).....	92
2.2.4.3. Normalizado (Normalizing).	97
2.2.4.4. Temple (Quenching).	99
2.2.4.5. Revenido (Tempering).	108
2.2.4.6. Tratamiento Criogénico.	120
2.4 <i>Clasificación de los aceros según la norma AISI</i>	127
3. Estudio de los aceros concretos.	132
3.1. <i>Composición química</i>	133
3.2. <i>Elementos aleantes</i>	135
3.2.1. Elementos aleantes comunes.....	135
3.2.1.1. Carbono (C).....	135
3.2.1.2. Manganeso (Mn).....	137
3.2.1.3. Silicio (Si).....	137
3.2.1.4. Cromo (Cr).	138
3.2.1.5. Otros elementos aleantes.	138
3.3. <i>Tratamientos Térmicos convencionales</i>	141



3.3.1	AISI 52100:.....	141
3.3.1.1	Normalizado (800-820°C).....	141
3.3.1.2	Temple (830 a 870°C):	142
3.3.1.3	Revenido (150 a 250°C).....	143
3.3.2	AISI 8620:.....	143
3.3.2.1	Normalizado (890 – 950°C).	143
3.3.2.2	Recocido (860 – 890°C).	143
3.3.2.3	Temple (840 – 860°C, si se somete a cementado; 200 – 700°C si es templado sin cementar).....	144
3.3.2.4	Revenido (150 – 260°C).....	145
3.3.3	AISI O1:.....	145
3.3.3.1	Normalizado (800-820 °C).	145
3.3.3.2	Temple (780 a 820 °C).....	146
3.3.3.3	Revenido (175 a 315 °C).....	147
3.4	Propiedades y usos aceros base.....	148
3.5	Tratamiento criogénico.....	150
3.5.1	Tipos de tratamientos criogénicos aplicados.....	151
3.5.2	Rutas de tratamientos térmicos.....	151
4	PROCESO LLEVADO A CABO.....	156
4.1	Introducción.	156
4.2	Pasos del proceso.....	156
4.2.1	Corte de muestras.....	157
4.2.2.	Desbastado de muestras.....	161
4.2.3.	Pulido de muestras.....	165
4.2.4.	Ensayo de desgaste (Tribómetro/Pin on disc).....	169
5.	RESULTADOS DEL PROYECTO.....	173
5.1.	NOMENCLATURA.....	173
5.1.1.	RUTA:.....	173
5.1.2.	TRATAMIENTO:.....	174
5.1.3.	TIPO DE MUESTRA:	174
5.1.4.	MATERIAL:	175
		176
5.2.	PRESENTACIÓN DE DATOS:.....	176
5.2.1.	VARIACIONES DIMENSIONALES:.....	176
5.2.1.1.	Acero: AISI 52100 / UNE F131	177
5.2.1.2.	Acero: AISI 8620 / UNE F1522	180
5.2.1.3.	Acero: AISI O1/ UNE F522	183
5.2.2.	DUREZA:	184
5.2.3.	ENSAYOS PIN ON DISC:	188
5.2.4.	ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL MEDIANTE MICROSCOPÍA ÓPTICA (OM):	
	192	
5.2.4.1.	Acero: AISI 52100 / UNE F131	192
3)	Ruta 1: Criogénico + Tratamientos convencionales (Templado + Revenido).....	195
5.2.4.2.	Acero AISI 8620 / UNE F1522:	196
5.2.5.	ELECTRÓNICA DE BARRIDO (SEM):.....	199
5.6.1.	Material F131/AISI 52100	199
		206
5.2.5.2.	Material F1522/AISI 8620:.....	226
5.7.	ENSAYO DE MECANIZADO.....	256



6. ANÁLISIS DE DATOS.....	259
6.1. Metodología de análisis.....	259
6.2. Presentación de resultados.....	260
I. Análisis dimensional.....	260
A. AISI 52100/F131:.....	261
B. AISI 8620/F1522:.....	261
C. AISI 01/F522:.....	262
II. Dureza.....	262
A. AISI 52100/F131:.....	263
B. AISI 8620/F1522:.....	263
C. AISI 01/F522:.....	264
III. Pin On Disc.....	264
A. AISI 52100/F131:.....	266
B. AISI 8620/F1522.....	267
7. CONCLUSIONES.....	268
7.1. RESUMEN DEL PROYECTO.....	268
7.1.1. Tratamientos.....	268
7.1.2. Secuencia tratamientos térmicos.....	269
7.1.3. Toma de Datos.....	270
7.2. CONCLUSIONES FINALES.....	273
7.3. CRITICA DE LOS RESULTADOS.....	278
7.4. LINEAS FUTURAS DE TRABAJO.....	279
ANEXO 1.....	282
1. Objetivo.....	282
2. Descripción Técnica.....	283
3. Plan de Trabajo y Metodología.....	285
➤ Hito 1. Identificación piezas y materiales objetivo.....	286
➤ Hito 2. Diseño e implementación línea de tratamiento criogénico.....	286
➤ Hito 3. Diseño proceso tratamiento (temple + revenido) para cada acero.....	286
1. Preparar piezas.....	287
2. Determinación parámetros de tratamiento.....	287
3. Aplicación tratamientos térmicos.....	287
4. Estudio y caracterización de las piezas.....	287
5. Optimización tratamientos térmicos.....	289
➤ Hito 4. Proceso de mecanizado duro.....	289
1. Ensayos de desgaste iniciales.....	290
2. Definición parámetros óptimos de mecanizado.....	291
3. Ensayos de mecanizado con los parámetros optimizados.....	291
4. Implementación del proceso de mecanizado.....	291
➤ Hito 5. Implantación del mecanizado en Fabricación y Mecanizado S.A.....	291
4. Innovaciones tecnológicas del proyecto.....	291
➤ Tratamiento térmico.....	291
➤ Mecanizado duro.....	292
BIBLIOGRAFÍA.....	293



Universidad
Carlos III de Madrid
www.uc3m.es

TABLA DE ILUSTRACIONES

Ilustración 1. Estructuras cristalinas del hierro puro.	28
Ilustración 2. Representación proceso de enfriamiento del hierro puro.	30
Ilustración 3. Tabla resumen tipos estructuras cristalinas del hierro puro.....	32
Ilustración 4. Tabla resumen de redes de Bravais y estructuras cristalinas.....	34
Ilustración 5. Tabla con los datos y parámetros de las estructuras BCC, FCC y HCP. 35	
Ilustración 6. Representación estructura BCC.....	36
Ilustración 7. Representación estructura FCC.....	37
Ilustración 8. Representación estructura HCP.....	38
Ilustración 9. Solubilidad de algunos elementos en el hierro.	41
Ilustración 10 Huecos intersticiales octaédricos (izquierda) y tetraédricos (derecha) en una estructura FCC	43
Ilustración 11. Huecos intersticiales octaédricos (izquierda) y tetraédricos (derecha) en una estructura BCC.	43
Ilustración 12. Diagrama metaestable Fe-C.	48
Ilustración 13. Imagen que muestra perlita eutectoide (láminas alternas de ferrita y cementita).....	59
Ilustración 14. Efecto sobre el diagrama Fe-C de distintas proporciones de manganeso.....	65
Ilustración 15. Efecto sobre el diagrama Fe-C de distintas proporciones de cromo.	66
Ilustración 16. Efecto de los elementos de aleación en la temperatura de transformación eutectoide.....	67
Ilustración 17. Efecto de los elementos de aleación en el contenido en carbono del eutectoide.	67
Ilustración 18. Comparación celda unitaria de martensita con austenita y ferrita.	69
Ilustración 19. Rango de temperatura para la formación de las distintas morfologías de martensita.....	70
Ilustración 20. Martensita acicular (izquierda) y martensita en forma de placas (derecha).	72
Ilustración 21. Representación de la gráfica Fe-C y gráfica los rangos de las diferentes morfologías de martensita superpuesta sobre la anterior.....	73
Ilustración 22. Cinética de la transformación en estado sólido: curva “C”.....	76
Ilustración 23. Muestras de la microestructura de 1) Bainita Superior y 2) Bainita Inferior	79
Ilustración 24. Relación con (a) el diagrama Fe-C de los diagramas IT de (b) acero eutectoide y (c) acero hipoeutectoide conteniendo 0,5% de carbono.....	82
Ilustración 25. Diagrama CCT para acero eutectoide.....	86
Ilustración 26. La línea continua fina representa el diagrama IT y la línea roja, el diagrama CT, ambas para acero eutectoide.	89
Ilustración 27. Rangos de temperatura para recocido y normalizado según el contenido de carbono y la zona del diagrama Fe-C.	94
Ilustración 28. Temperaturas de tratamientos de recocido sobre el diagrama Fe-C.	95
Ilustración 29. Representación de los ciclos tiempo-temperatura para normalizado y recocido.	98
Ilustración 30. Templabilidad expresada como diámetro ideal, en función del tamaño de grano de austenita y el contenido de carbono.....	101

Ilustración 31. Factores multiplicadores, empleados para determinar el diámetro crítico ideal de aceros aleados, en función de la concentración de varios elementos aleantes.	102
Ilustración 32. Representación de la temperatura frente al tiempo para las fases de los tratamientos de temple, normalizado, recocido y revenido.	104
Ilustración 33. Dureza en función del contenido de carbono para microestructuras martensítica, esferoidal y perlítica en acero.	107
Ilustración 34. Representación temperatura frente a tiempo para el tratamiento de revenido.	109
Ilustración 35. Descenso de la dureza con el aumento de la temperatura de revenido para aceros con varios contenidos en carbono.	111
Ilustración 36. Gráfico Resistencia al Impacto frente a Temperatura de Revenido.	112
Ilustración 37. Retardo del ablandamiento y el endurecimiento secundario durante el revenido del acero para varios contenidos de molibdeno.	115
Ilustración 38. Efecto elementos aleantes sobre la dureza durante el revenido a 260°C para aleaciones Fe-C.	116
Ilustración 39. Efecto elementos aleantes sobre la dureza durante el revenido a 540°C para aleaciones Fe-C.	116
Ilustración 40. Representación del ciclo del tratamiento criogénico.	123
Ilustración 41. Representación sistema numeración norma AISI/SAE.	128
Ilustración 42. Tabla primer dígito de nomenclatura en aceros AISI/SAE.	129
Ilustración 43. Tabla dos primeros dígitos nomenclatura de aceros según norma AISI/SAE.	131
Ilustración 44. Composición química del acero AISI 8620 (izquierda) y AISI 52100 (derecha).	133
Ilustración 45. Composición química del acero AISI O1.	134
Ilustración 46. Variación de las propiedades mecánicas del acero en función de su contenido de carbono.	136
Ilustración 47. Diagrama CCT para acero AISI 52100.	142
Ilustración 48. Diagrama CCT para acero AISI 8620.	144
Ilustración 49. Diagrama CCT para acero AISI O1.	146
Ilustración 50. Valor final de dureza para el acero AISI O1 en función de la temperatura de revenido.	147
Ilustración 51. Tabla comparación propiedades de los tres aceros. AISI 52100, AISI 8620 y AISI O1.	148
Ilustración 52. Ruta de tratamientos térmicos convencionales.	152
Ilustración 53. Ruta criogénica 1 (C1).	153
Ilustración 54. Ruta criogénica 2 (C2).	154
Ilustración 55. Ruta criogénica 3 (C3).	154
Ilustración 56. Vista frontal cortadora metalográfica.	158
Ilustración 57. Vista lateral cortadora cristalográfica.	159
Ilustración 58. Tabla velocidades de trabajo de la cortadora cristalográfica.	161
Ilustración 59. Desbastadora metalográfica.	163
Ilustración 60. Pulidora metalográfica.	166
Ilustración 61. Imagen de una muestra pulida 1.	168
Ilustración 62. Imagen de una muestra pulida 2.	168
Ilustración 63. Imagen de la máquina Pin on Disc.	170

Ilustración 64. Tabla ilustrativa de las tres rutas ensayadas.....	173
Ilustración 65. Tabla ilustrativa de los dos tratamientos criogénicos estudiados.	174
Ilustración 66. Tabla resumen de las posibles situaciones de cada muestra en función de tratamiento/s que haya experimentado.	174
Ilustración 67. Tabla resumen con los tres tipos de aceros.	175
Ilustración 68. Ejemplo de nomenclatura de una muestra.....	176
Ilustración 69. Datos variación dimensional acero UNE F131 /AISI 52100 ruta 1.....	177
Ilustración 70. Datos variación dimensional acero UNE F132 /AISI 52100 ruta 2.....	178
Ilustración 71. Datos variación dimensional acero UNE F131 /AISI 52100 ruta 3.....	179
Ilustración 72. Datos variación dimensional acero UNE F1522 /AISI 8620 ruta 1.....	180
Ilustración 73. Datos variación dimensional acero UNE F1522 /AISI 8620 ruta 2.....	181
Ilustración 74. Datos variación dimensional acero UNE F1522 /AISI 8620 ruta 3.....	182
Ilustración 75. Datos variación dimensional acero UNE F522 /AISI O1 ruta 2.....	183
Ilustración 76. Datos de dureza correspondientes al acero AISI 52100 (UNE F131). 185	
Ilustración 77. Datos de dureza correspondientes al acero AISI 8620 (UNE F1522). 186	
Ilustración 78. Datos de dureza correspondientes al acero AISI O1 (UNE F522).....	187
Ilustración 79. Datos ensayo Pin On Disc correspondientes al acero AISI 52100 (UNE F131).	189
Ilustración 80. Datos ensayo Pin On Disc correspondientes al acero AISI 8620 (UNE F1522).	190
Ilustración 81. Imágenes Microscopía Óptica acero AISI 52100/ UNE F131, tratamiento convencional, material base.....	192
Ilustración 82. Imágenes Microscopía Óptica acero AISI 52100/ UNE F131, tratamiento convencional, templado.	193
Ilustración 83. Imágenes Microscopía Óptica acero AISI 52100/ UNE F131, tratamiento convencional, templado y revenido.	193
Ilustración 84. Imágenes Microscopía Óptica acero AISI 52100/ UNE F131, tratamiento criogénico, R1, C1.	194
Ilustración 85. Imágenes Microscopía Óptica acero AISI 52100/ UNE F131, tratamiento criogénico, R1, C2.	194
Ilustración 86. Imágenes Microscopía Óptica acero AISI 52100/ UNE F131, trat. criogénico + trat. convencionales, C1.	195
Ilustración 87. Imágenes Microscopía Óptica acero AISI 52100/ UNE F131, trat. criogénico + trat. convencionales, C2.	195
Ilustración 88. Imágenes Microscopía Óptica acero AISI 8620/ UNE F1522, trat. Convencional, cementado + templado.	196
Ilustración 89. Imágenes Microscopía Óptica acero AISI 8620/ UNE F1522, trat. Convencional, cementado + templado + revenido.	196
Ilustración 90. Imágenes Microscopía Óptica acero AISI 8620/ UNE F1522, trat. criogénico, R1, C1.	197
Ilustración 91. Imágenes Microscopía Óptica acero AISI 8620/ UNE F1522, trat. criogénico, R1, C2.	197
Ilustración 92. Imágenes Microscopía Óptica acero AISI 52100/ UNE F131, trat. criogénico + trat. convencionales, C1 198	
Ilustración 93. Imágenes Microscopía Óptica acero AISI 52100/ UNE F131, trat. criogénico + trat. convencionales, C2.	198
Ilustración 94. Precipitados de la zona central x2500.....	199



Ilustración 95. Precipitados zona central x5000	200
Ilustración 96. Precipitados zona central x2500	201
Ilustración 97. Precipitados zona central x5000	201
Ilustración 98. Precipitados zona central x2500	202
Ilustración 99. Precipitados zona central x5000	203
Ilustración 100. Precipitados zona central x2500	204
Ilustración 101. Precipitados zona central x5000	205
Ilustración 102. Precipitados zona central x2500	206
Ilustración 103. Precipitados zona central x5000	206
Ilustración 104. Precipitados zona central x2500	208
Ilustración 105. Precipitados zona central x5000	208
Ilustración 106. Precipitados zona central x6500	210
Ilustración 107. Precipitados zona central x5000	210
Ilustración 108. Precipitados zona central x5000	212
Ilustración 109. Precipitados zona central x6500	212
Ilustración 110. Precipitados zona central x2500	214
Ilustración 111. Precipitados zona central x5000	214
Ilustración 112. Precipitados zona central x2500	215
Ilustración 113. Precipitados zona central x5000	216
Ilustración 114. Precipitados zona central x2500	217
Ilustración 115. Precipitados zona central x5000	218
Ilustración 116. Precipitados zona central x2500	219
Ilustración 117. Precipitados zona central x5000	219
Ilustración 118. Precipitados zona central x2500	221
Ilustración 119. Precipitados zona central x5000	221
Ilustración 120. Precipitados zona central x2500	223
Ilustración 121. Precipitados zona central x5000	223
Ilustración 122. Precipitados zona central x2500	225
Ilustración 123. Precipitados zona central x5000	225
Ilustración 124. Superficie x1500	226
Ilustración 125. Zona central x2500	227
Ilustración 126. Zona central x5000	227
Ilustración 127. Superficie x1500	228
Ilustración 128. Zona central x2500	229
Ilustración 129. Zona central x5000	229
Ilustración 130. Zona central x2500	231
Ilustración 131. Superficie x5000	231
Ilustración 132. Zona central x5000	232
Ilustración 133. Superficie x1500	233
Ilustración 134. Zona central x2500	234
Ilustración 135. Zona central x5000	234
Ilustración 136. Superficie x1500	235
Ilustración 137. Zona central x2500	236
Ilustración 138. Zona central x5000	236
Ilustración 139. Superficie x1500	237
Ilustración 140. Zona central x2500	238
Ilustración 141. Zona central x5000	238



Ilustración 142. Superficie x1500	239
Ilustración 143. Zona central x2500	240
Ilustración 144. Zona central x5000	240
Ilustración 145. Superficie x1500	242
Ilustración 146. Zona central x2500	242
Ilustración 147. Zona central x5000	243
Ilustración 148. Superficie x1500	244
Ilustración 149. Zona central x2500	244
Ilustración 150. Zona central x5000	245
Ilustración 151. Superficie x1500	246
Ilustración 152. Zona central x2500	247
Ilustración 153. Zona central x5000	247
Ilustración 154. Superficie x1500	248
Ilustración 155. Zona central x2500	249
Ilustración 156. Zona central x5000	249
Ilustración 157. Superficie x1500	250
Ilustración 158. Zona central x2500	251
Ilustración 159. Zona central x5000	251
Ilustración 160. Superficie x1500	252
Ilustración 161. Zona central x2500	253
Ilustración 162. Zona central x5000	253
Ilustración 163. Superficie x1500	254
Ilustración 164. Zona central x2500	255
Ilustración 165. Zona central x5000	255
Ilustración 166. Porcentaje de aumento de la resistencia a desgaste para tratamiento criogénico a -79°C y -190°C.....	258
Ilustración 167. Tabla de conclusiones.	275



Universidad
Carlos III de Madrid
www.uc3m.es

RESUMEN

El objetivo perseguido por el presente proyecto será el estudio del comportamiento de tres aceros concretos al ser sometidos a distintos tratamientos criogénicos y las posibilidades de aplicación de estos tratamientos para usos industriales en función de los resultados obtenidos.

Este trabajo está comprendido dentro de un proyecto de investigación llevado a cabo por la Universidad Carlos III de Madrid junto a una empresa privada¹. Cuenta con la implicación, por parte de la universidad, del Departamento de Ciencia e Ingeniería de Materiales y del Área de Producción y Fabricación, perteneciente al Departamento de Ingeniería Mecánica, así como de los distintos especialistas que trabajan para esta empresa dedicada a la fabricación y el mecanizado de piezas.

La metodología de trabajo seguida ha sido la siguiente:

1. Sometimiento de los materiales al tratamiento criogénico en las instalaciones de la empresa.
2. Estudio de las muestras por el Departamento de Ciencia e Ingeniería de Materiales (estudios de propiedades y microestructura).
3. Estudio de las muestras por el Área de Producción y Fabricación (estudios de mecanizado) apoyándose en los datos del estudio anterior.
4. Recopilación de datos de ambos estudios y extracción de conclusiones.
5. En vista de los resultados, aplicación de los tratamientos criogénicos concluyentes al proceso industrial de la empresa.

¹ El nombre real de la empresa no será revelado por motivos de confidencialidad y a será referida en el trabajo como "Fabricación y Mecanizado S.A."



Universidad
Carlos III de Madrid
www.uc3m.es



SUMMARY

The project is aim at studying the behavior of the three given steels when they undergo different cryogenic treatments, and the possibilities of implementing these treatments for industrial purposes as a result of the obtained results.

This Project is included within a larger investigation project which is being carried out by the University Carlos III de Madrid along with a private Company, whose name is not going to be revealed due to confidentiality issues. In this projecta are involved both, on the one hand the Engineering and Materials Science Department and the Production and Manufacturing Area, which is integrated into the Mechanical Engineering Department, as well as all the specialists and technicians that work for this Company, dedicated to the manufacturing and machining of metallic pieces.

The working method that has been used is the following:

- 1. Treat cryogenically the materials in the Company facilities.*
- 2. Study of the samples carried out by the Engineering and Materials Science Department (study of the properties and microstructure).*
- 3. Study of the samples carried out by the Production and Manufacturing Area (studies about machining), supported on the results obtained in the previous study.*
- 4. Compilation of the data obtained in both studies and drawing conclusions.*
- 5. According to the results and conclusions, incorporation of the conclusive cryogenic treatments to the company's industrial process.*



Universidad
Carlos III de Madrid
www.uc3m.es

1. INTRODUCCIÓN

El acero es actualmente uno de los materiales con un uso más extendido en todos los ámbitos de la sociedad. Esto es debido a la gran cantidad de tipos de aceros que se pueden obtener y el enorme abanico de propiedades que estos presentan. Es por esto que el acero cuenta con una ingente cantidad de aplicaciones:

- **Uso doméstico:** latas de bebida y conserva, electrodomésticos, utensilios de cocina, hojas de afeitar...
- **Construcción:** refuerzos para el hormigón, edificaciones modulares, pilares, revestimientos, pasarelas...
- **Vehículos:** carrocerías, ejes, componentes de motores, ferrocarriles, rieles, excavadoras, grúas, elevadores de carga, vehículos y maquinaria agrícola...
- **Industria energética:** plataformas petroleras, tuberías para conducción de fluidos, componentes de turbinas, torres eléctricas...

Estos usos mencionados, que sólo representan una parte de todos los que el acero presta en la sociedad actual, sirven para hacerse una idea y mostrar la enorme importancia que este material ha cobrado en estos tiempos. Se podría decir que en la actualidad, nada es procesado, fabricado u obtenido sin la intervención del acero.

Sin embargo, y a pesar de la enorme versatilidad de propiedades y usos que este material presenta ya en la actualidad, se sigue trabajando e investigando con el fin de poder mejorar los actuales procesos de obtención y procesado del acero, así



como, para poder hallar nuevos métodos en estos ámbitos, los cuales permitan nuevas posibilidades para este metal o puedan mejorar y/o sustituir a los procesos actuales. Es en este último aspecto, en la investigación para la mejora del procesado y tratamiento del acero, tiene cabida el proyecto de investigación que la empresa Fabricación y Mecanizado S.A. en colaboración con la Universidad Carlos III de Madrid ha estado llevando a cabo durante el año 2013/2014, y continúa desarrollando, bajo el título: “Tratamiento criogénico para la producción integral sostenible de mecanizado de piezas metálicas endurecidas”. Dentro del ámbito de este proyecto de mayor envergadura y complejidad es donde se engloba el presente trabajo, centrándose en determinados aspectos del proceso global.

Este proyecto de colaboración de la industria con la universidad tiene como objetivo estudiar de forma concisa las posibilidades reales de aplicación del tratamiento criogénico a una serie de aceros concretos y la viabilidad de este proceso dentro de los métodos de obtención y tratamiento actuales. Se trata de estudiar el impacto que este innovador tratamiento tiene sobre los aceros y las posibles ventajas o desventajas que pueda suponer con respecto a los tratamientos térmicos convencionales. Una vez conocidos estos aspectos, el trabajo se centrará en estudiar la aplicabilidad real que este tipo de tratamiento puede tener a nivel industrial para la empresa implicada en el proyecto.

Mirando más detalladamente a este trabajo se distingue una primera parte centrada en una visión más general del acero, para poder conocer el material que centra la atención del mismo. En esta sección se explica qué es el acero y el porqué de la gran importancia que ha cobrado en el presente, no sólo dando una aproximación general, sino conociendo pormenorizadamente su componente principal, el hierro, y su importancia, así como sus posibles estructuras cristalinas y cómo la presencia de otros componentes puede afectar a sus propiedades y comportamiento.



A continuación se centrará la atención en el diagrama hierro-carbono (estos dos materiales son los componentes básicos de cualquier acero) y se estudiarán las diferentes formas en que ambos materiales interactúan para formar aleaciones en función de la temperatura a que se encuentren y la proporción de cada uno de ellos. Posteriormente, se centrará la atención en una zona concreta del diagrama general, la correspondiente a los aceros. Continuando con la progresión de, a partir de una visión más general, centrar la atención paso a paso en un ámbito cada vez más concreto, se observará la zona del diagrama hierro-carbono perteneciente a los aceros, dejando a un lado el resto del diagrama. En este punto, se estudiará los tipos de acero en función del contenido de carbono y, por lo tanto, la zona que ocupan del diagrama, así como las modificaciones que la presencia de elementos aleantes en el acero pueden originar en el diagrama convencional.

Una vez conocido el que será tomado como acero base resultante de la aleación de hierro y carbono (además de la posible presencia de algún otro elemento aleante), lo que se podría denominar como el proceso de obtención del acero, la atención se centrará en cómo este acero base es procesado, y por lo tanto modificado, para obtener una o varias propiedades concretas en función del uso final que se desee darle.

Esta fase de procesado del acero se refiere a los diversos tratamientos térmicos a que se somete convencionalmente al acero para alterar convenientemente su microestructura original y, en consecuencia, sus propiedades y comportamiento. Los diversos tratamientos convencionales serán presentados y explicados, de forma que se pueda conocer el resultado de los mismos y el porqué de la conveniencia de su aplicación sobre el acero.

Tras esta necesaria primera parte que permita conocer mejor el acero, partiendo de su origen y formación hasta las últimas fases de tratamiento que lleven a obtener el material final -con las propiedades que se le requerirán en función de su



uso-, el trabajo se centrará en un ámbito todavía más concreto, fijándose en los tres tipos de acero con que la empresa Fabricación y Mecanizado S.A. trabaja en sus instalaciones. Estos tres tipos de acero son los materiales sobre los cuales la empresa tiene verdadero interés en conocer la repercusión que el tratamiento criogénico tiene y cómo son modificados a raíz de éste. Se trata de partir de un buen conocimiento de estos tres tipos de acero para su posterior estudio, de modo que, en primer lugar se presentará su composición para, de este modo, poder situarlos en el diagrama hierro-carbono. Esto también permitirá localizarlos dentro de cada una de las clasificaciones de los tipos de aceros que se hayan explicado con anterioridad –previamente se presentará el sistema de nomenclatura y clasificación de aceros en el cual se apoyarán las referencias del trabajo-. Una vez conocida su composición, se ahondará en los tipos de tratamientos térmicos convencionales a que suele someterse cada uno de ellos y las propiedades finales que presentan como resultado de estos tratamientos.

Como tercer gran bloque que se puede distinguir dentro de este trabajo se encuentra la descripción de las tareas que fueron desempeñadas por el alumno, y autor de este trabajo, dentro de la parte del proceso llevada a cabo en la Universidad Carlos III. La colaboración fue iniciada a raíz de la asignación de una beca de colaboración en el Departamento de Ingeniería Mecánica, concretamente en el Área de Fabricación y Producción. Dicha beca, convocada por el propio Ministerio de Educación, contemplaba la colaboración en labores de investigación dentro de algún proyecto en curso en la universidad del solicitante, por un periodo de duración de 8 meses. La incorporación al proyecto se acordó para prestar ayuda dentro de este proceso de investigación desarrollado por la empresa Fabricación y Mecanizado S.A. y la Universidad Carlos III de Madrid, bajo el título ya comentado anteriormente y que coincide con el empleado para presentar este proyecto: “Tratamiento criogénico para la producción integral sostenible de mecanizado de piezas metálicas endurecidas”.

Las diversas actividades realizadas durante el desarrollo del proceso serán debidamente enumeradas, explicadas e ilustradas, de modo que pueda



comprenderse mejor la labor e implicación práctica del alumno dentro del proyecto.

Finalmente, y tras la descripción detallada de las tareas desempeñadas, se presentarán los resultados obtenidos durante el proyecto de investigación, y se extraerán las conclusiones acerca de dichos resultados sobre la viabilidad e interés práctico del tratamiento criogénico a nivel industrial. Este paso no debería ser llevado a cabo antes de acabar todo el proceso de investigación, sino una vez obtenidos los resultados, de modo que la empresa pueda decidir si este tipo de tratamiento innovador podría suponer un verdadero avance con respecto a sus competidores. De este modo la empresa determinará si los resultados obtenidos a raíz de esta investigación son concluyentes y, por lo tanto, suficientemente interesantes como para llevar a cabo una modificación del proceso de tratamiento de los aceros que ofrecen a día de hoy a sus clientes.

2. EL ACERO

El acero, material que centra la atención de este trabajo, es el resultado de una aleación de hierro y carbono. Según las proporciones de estos componentes, se tratará de diferentes tipos de aceros, siendo siempre el hierro el componente principal, y pudiendo alcanzar estas aleaciones un máximo de carbono de 2,11% de peso, siempre que no contengan otros elementos aleantes que puedan producir una disminución de este contenido máximo.

2.1 El hierro

Es uno de los elementos más abundantes en la corteza terrestre, siendo el cuarto más abundante después de, por orden de abundancia, el Oxígeno, el Silicio y el Aluminio, y por tanto, el segundo metal en mayor abundancia. La proporción en peso de hierro que se estima en la corteza terrestre es de 50.000 partes por millón, así como que el contenido global en la Tierra, contando su núcleo, es de aproximadamente el 40%².

Esta importancia capital del hierro es debida principalmente a dos factores: por un lado las ventajas económicas que presenta, ya que se trata del metal más barato, y por otro, sus notables propiedades mecánicas. El hierro puro presenta numerosas y diversas propiedades importantes que le hacen destacar. Se trata de un material maleable y dúctil, además de un buen conductor, tanto de la electricidad, como del calor. Así mismo, es el metal más magnético que se puede encontrar y, estas grandes propiedades magnéticas se mantienen en gran medida, incluso a muy elevadas temperaturas.

² “ACEROS. Metalurgia Física, Selección y Diseño” José Antonio Pero-Sanz Elorz (2003).

A nivel de producción de metales, según William F. Smith³, el hierro y sus aleaciones suponían en el año 1993, aproximadamente el 90% de la producción mundial de metales. De acuerdo con José Antonio Pero-Sanz Elorz⁴ en 2004, el 95% de la producción metálica anual correspondía a aleaciones férreas. Por lo tanto, se puede denotar que la producción de hierro se mantiene en unos niveles destacablemente elevados, mostrando incluso una apreciable tendencia al aumento.

De esta producción total de hierro, los aceros al carbono, que son aleaciones de hierro y carbono con pequeñas cantidades de otros elementos, suponen el 77.7%⁵. Esto es así debido a que son aceros resistentes, dúctiles y tenaces. Así mismo, ya que pueden ser fundidos, conformados, mecanizados y tratados térmicamente, un amplio rango de propiedades pueden ser obtenidas. No hay ningún otro tipo de material ingenieril que permita obtener tal rango de posibilidades de combinación de propiedades a un precio tan reducido como lo hacen los aceros al carbono. El punto en contra es su baja resistencia a la corrosión atmosférica, que, sin embargo, puede ser combatida mediante diversas soluciones: pintando, esmaltando o galvanizando el material.

Por estas contundentes razones y por las prometedoras posibilidades que todavía se vislumbran, se considera que el hierro seguirá teniendo una importancia capital en la sociedad futura, siguiendo la tendencia creciente que viene marcando.

El hierro de pureza muy elevada es únicamente producido en pequeñas cantidades y, se podría decir que, casi en exclusiva con fines de investigación. Se puede obtener hierro de una pureza superior al 99,99%, sin embargo, en este caso su límite elástico es muy bajo. Si se disminuye un poco su nivel de pureza a, por

³ "Structure and Properties of Engineering Alloys", William F. Smith (1993)

⁴ "ACEROS. Metalurgia Física, Selección y Diseño" José Antonio Pero-Sanz Elorz (2003)

⁵ "Structure and Properties of Engineering Alloys", William F. Smith (1993)

ejemplo, el 99,9%, este ya sí usado en la industria, se observa que su límite elástico puede casi triplicar su valor, pasando de 7500psi en un hierro de un 99,99% de pureza a uno valor entre 10000 y 20000psi⁶ en este otro caso, algo menos puro. Del mismo modo, agregando pequeñas cantidades de determinados elementos aleantes –esta posibilidad de modificación de las propiedades del acero será comentada más adelante-, se puede conseguir modificar y mejorar las propiedades mecánicas del hierro.

2.1.1 Estructuras Cristalinas del Hierro.

En la naturaleza existen dos tipos de materiales sólidos, según el ordenamiento espacial de sus moléculas, es decir, la regularidad con que se sitúan unos átomos o iones respecto a los otros. Así, si “los átomos se sitúan en una disposición repetitiva o periódica a lo largo de muchas distancias atómicas”⁷, queriendo decir esto que, al solidificarse el material, los átomos se organizan siguiendo un patrón tridimensional repetitivo, nos hallamos ante un material cristalino, como es el caso del hierro. Sin embargo, si al solidificar no adquieren este orden de largo alcance, estamos ante materiales denominados no cristalinos o amorfos.

Las estructuras cristalinas son propias de los sólidos cristalinos y se define como la “ordenación espacial de átomos, iones y moléculas”⁸.

El hierro es un metal cristalino alotrópico. Conociendo esta propiedad del hierro y tomando la definición de alotropía descrita por la RAE⁹: “Propiedad de algunos elementos químicos de presentarse bajo estructuras moleculares diferentes (...)”,

⁶ William F. Smith. “Structure and Properties of Engineering Alloys” (1993).

⁷ William D. Callister. “Introducción a la ciencia e ingeniería de los materiales” (2007). (p. 32)

⁸ William D. Callister. “Introducción a la ciencia e ingeniería de los materiales” (2007). (p. 32)

⁹ <http://lema.rae.es/drae/?val=alotrop%C3%ADa>

se puede entonces comprender que el hierro puede existir no en una única estructura reticular (es decir, que sus átomos no cristalizan siguiendo un único patrón de ordenación), sino en varias estructuras diferentes. Concretamente, en tres tipos diferentes: alfa (α), gamma (γ) y delta (δ). El tipo de estructura cristalina en que se presente el hierro dependerá de la temperatura a la que éste se encuentre.

A continuación se presentan estas tres formas alotrópicas, mostradas en la Ilustración 1 y en la Ilustración 2, que pueden hallarse en el hierro puro. Para ello, además de estas dos imágenes, se presentarán los datos que José Antonio Pero-Sanz Elorz recoge en su libro “ACEROS. Metalurgia Física, Selección y Diseño” (2000), como información de apoyo.

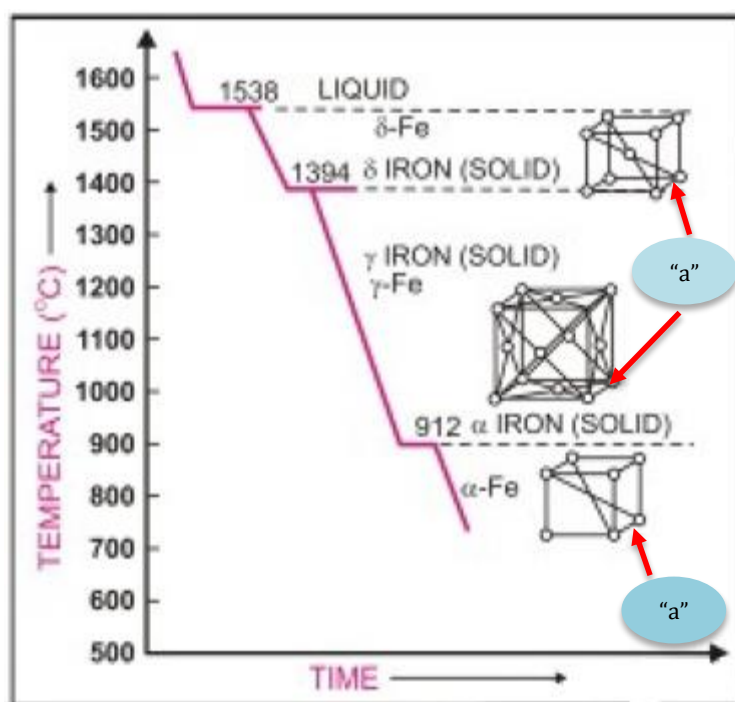


Ilustración 1¹⁰. Estructuras cristalinas del hierro puro.

¹⁰ <http://enggcharts.org/product/thumbnail/3127%20B.jpg>

Si el hierro está a temperatura ambiente, el tipo de hierro presente será hierro alfa (α). Esta estructura del hierro, tal y como puede observarse en la Ilustración 1 (nombrada α -Fe), presenta una celda unitaria de tipo BCC (Body-Centered Cubic), cúbica centrada en el cuerpo -posteriormente introduciremos las estructuras cristalinas para una mejor comprensión-, y un parámetro de red¹¹ $a = 2.866\text{\AA}$ (0.2866nm).

Al aumentar gradualmente la temperatura, manteniéndonos por debajo de 911°C , el hierro alfa se irá dilatando progresivamente, modificando su parámetro de red, que alcanzará un valor de $a = 2.898\text{\AA}$ (0.2898nm). Posteriormente, al aumentar la temperatura hasta los 912°C tendrá lugar una transformación alotrópica de la estructura cristalina de hierro, de modo que éste se contraerá, formando finalmente una nueva estructura reticular, de tipo FCC (Face-Centered Cubic), centrada en las caras y con un parámetro de red $a = 3.639\text{\AA}$ (0.3639nm). También este tipo de celda aparece en la ilustración 1, dibujada dentro de la zona que representa el rango de temperatura de esta estructura.

El hierro mantendrá la temperatura de 912°C mientras se prolongue la transformación, durante la cual dos celdas de tipo alfa darán lugar a una nueva celda por medio del mecanismo de nucleación y crecimiento. Este segundo tipo de forma alotrópica del hierro recibe el nombre de hierro gamma (γ).

Si se continúa aumentando la temperatura, el hierro seguirá dilatándose hasta que alcance 1388°C , momento en el que tendrá lugar una segunda transformación. Esta transformación dará como resultado una estructura cristalina de nuevo de tipo BCC (Body-Centered Cubic), cúbica centrada en el cuerpo, igual que era el hierro alfa, con la diferencia de que, en este nuevo tipo de estructura BCC, el parámetro cristalino será mayor que en la primera, tomando en este caso un valor

¹¹ Los parámetros de red son cada uno de los ángulos y vectores que definen la celda unitaria. El parámetro "a" se refiere a uno de estos vectores y aparece señalado en la Ilustración 1 para una mejor comprensión

$a = 2.93\text{\AA}$ (0.293nm). Se estaría ante el tercer tipo de estructura cristalográfica del hierro, que recibe el nombre de hierro delta (δ).

Si se sigue calentando el material, al alcanzar los 1538°C , se producirá su fusión total, pasando a estado líquido; se habría alcanzado el punto de fusión del hierro puro. Esta temperatura aparece señalada en la Ilustración 2 como una de las líneas horizontales en ambas imágenes, junto con las temperaturas para las cuales se produce cada cambio de estructura, así como, el punto de ebullición del hierro puro, cercano a los 3000°C .

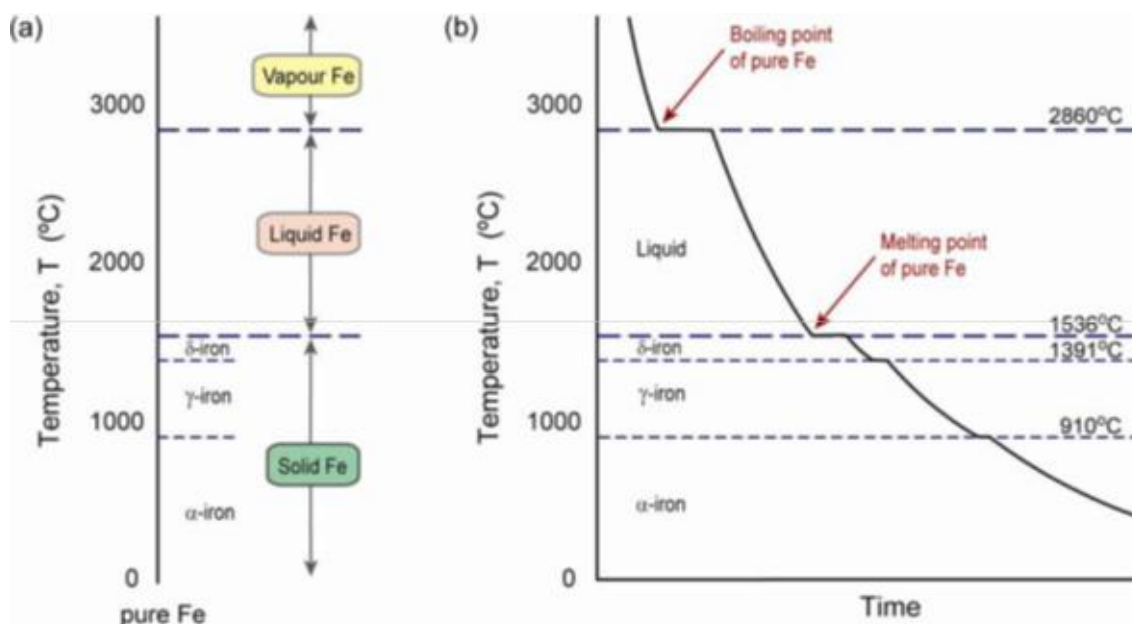


Ilustración 212. Representación proceso de enfriamiento del hierro puro.

En la Ilustración 2, la figura “a)” muestra el estado de agregación del hierro según la temperatura a la que este se encuentre, así como el tipo de microestructura que presentaría si se sitúa dentro del rango de temperatura del estado sólido, también en función de la temperatura. Esta imagen, situada en el parte izquierda de la ilustración, no tiene en cuenta el tiempo ni el proceso seguido para alcanzar el estado físico en que se encuentra. Sí lo hace sin embargo la imagen

¹² <http://metalurgiaunmsm.files.wordpress.com/2012/05/image1.png>
<http://metalurgiaunmsm.wordpress.com/2012/05/>

“b)”, situada en la parte derecha de la ilustración, la cual muestra los rangos de temperatura, igual que en la primera imagen pero, además, la temperatura aparece enfrentada con el tiempo. Esta representación de temperatura frente a tiempo permite entender más fácilmente el proceso que sigue el hierro, en este caso, durante el proceso de enfriamiento. Las líneas horizontales representan el mecanismo de nucleación y crecimiento; se puede observar que, mientras este cambio de fase o de estructura está teniendo lugar, la temperatura del material permanece constante. El resto de líneas decrecientes muestran, por ejemplo en el caso del hierro en estado sólido, dentro del rango de temperatura de cada microestructura, el proceso de dilatación o, en este caso, de contracción, al ser el enfriamiento lo que está representado.

Tal y como se aprecia también en la Ilustración 2, durante el proceso de enfriamiento, la primera estructura que forma el hierro al pasar a estado sólido es hierro delta (δ), es por este motivo que se suele denominar a esta estructura como “primaria”. Y, ya que la estructura gamma (γ) se obtiene de la estructura “primaria” al proseguir con el enfriamiento, se le denomina estructura “secundaria”.

A modo de resumen de los tres tipos de estructuras y sus propiedades, a continuación se muestra una tabla que recoge dichos datos. Cabe mencionar que, los rangos de temperatura, es decir, el valor numérico concreto para el que se asume se produce el cambio de fase, tal y como se puede observar, comparando los datos de la tabla y de ambas imágenes, no es un valor exacto. Esto se puede deber principalmente a la pureza del material, es decir, el contenido real de hierro o la presencia de algún elemento aleante. Como ya se ha mencionado anteriormente, en función de la pureza del material estudiado –ya se ha comentado la gran influencia que la variación de unas centésimas puede tener-, los valores de temperatura para el cambio de estructura o de fase pueden variar en algunas unidades, según se tomen los datos de un estudio u otro como referencia, oscilando siempre dentro de un rango congruente de valores.

En menor medida puede verse afectado también por las condiciones en que se haya llevado a cabo la medición y, también en notable medida, al hecho de que es un proceso continuo y, por lo tanto, la determinación del instante preciso en que el cambio de fase se ha completado es algo difuso.

Forma Alotrópica	Estructura Cristalina	Parámetro de Red (Å)	Rango de Temperatura (°C)
Alfa (α)	BCC	2.966	Hasta 910
Gamma (γ)	FCC	3.639	910-1388
Delta (δ)	BCC	2.93	1388-1502

Ilustración 3. Tabla resumen tipos estructuras cristalinas del hierro puro.

2.1.2 Estructuras Cristalinas

Cuando se estudia un material es importante, de cara a comprender mejor su comportamiento y propiedades, conocer cómo está organizado a nivel microscópico, es decir, como se ordenan y empaquetan sus moléculas -iones y átomos- es decir, su estructura cristalina. Cada estructura cristalina se organiza y define por su unidad estructural más simple, la cual se repite en todo el cristal y recibe el nombre de celda unitaria. La geometría de la celda unitaria, así como, la posición que ocupan los átomos dentro de la misma, identifican y definen al material. Se podría definir la celda unidad como la menor unidad reticular que contiene todos los elementos de simetría del cristal.

Existen 7 tipos de sistemas cristalinos, es decir, 7 tipos distintos de geometrías de la celda unidad, definidas por el valor de cada una de sus tres aristas independientes y de sus ángulos. En la Ilustración 4 aparecen recogidos estos 7 tipos de sistemas. Además, como también aparece en esta misma imagen, dentro



de algunos tipos de estructuras cristalinas, según la posición que ocupan los átomos en la celda, existen otros sub-tipos, sumando un total de 14 redes de Bravais¹³ diferentes. Esta Ilustración 4 puede servir de gran ayuda para entender los tipos de redes de Bravais, ya que resume los tipos de sistemas cristalinos y sus características geométricas y además en ella aparecen dibujadas los 14 tipos de redes.

¹³ Las Redes de Bravais son las 14 configuraciones básicas que pueden encontrarse en redes cristalinas, definidas por la longitud de sus lados, sus ángulos y la posición de los átomos dentro de la celda. A partir de ellas se pueden obtener el total de 28 redes cristalinas posibles.

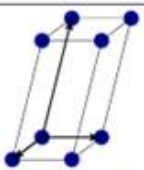
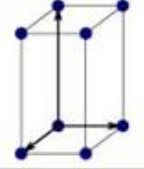
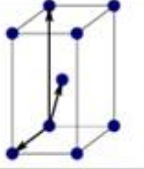
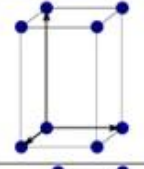
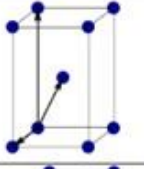
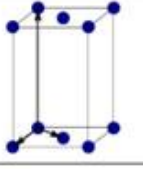
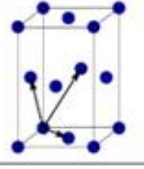
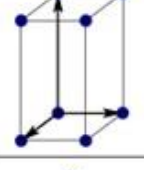
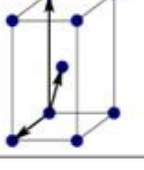
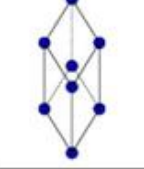
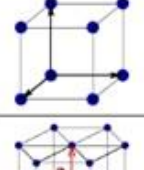
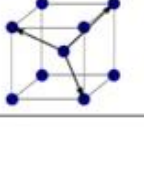
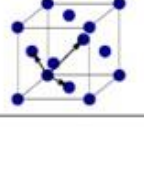
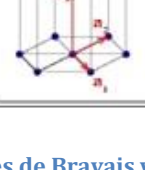
Bravais lattice	Parameters	Simple (P)	Volume centered (I)	Base centered (C)	Face centered (F)
Triclinic	$a_1 \neq a_2 \neq a_3$ $\alpha_{12} \neq \alpha_{23} \neq \alpha_{31}$				
Monoclinic	$a_1 \neq a_2 \neq a_3$ $\alpha_{23} = \alpha_{31} = 90^\circ$ $\alpha_{12} \neq 90^\circ$				
Orthorhombic	$a_1 \neq a_2 \neq a_3$ $\alpha_{12} = \alpha_{23} = \alpha_{31} = 90^\circ$				
Tetragonal	$a_1 = a_2 \neq a_3$ $\alpha_{12} = \alpha_{23} = \alpha_{31} = 90^\circ$				
Trigonal	$a_1 = a_2 = a_3$ $\alpha_{12} = \alpha_{23} = \alpha_{31} < 120^\circ$				
Cubic	$a_1 = a_2 = a_3$ $\alpha_{12} = \alpha_{23} = \alpha_{31} = 90^\circ$				
Hexagonal	$a_1 = a_2 \neq a_3$ $\alpha_{12} = 120^\circ$ $\alpha_{23} = \alpha_{31} = 90^\circ$				

Ilustración 4¹⁴. Tabla resumen de redes de Bravais y estructuras cristalinas.

Al referirnos a las diferentes formas alotrópicas del hierro se ha mencionado el tipo de celda unitaria, haciendo referencia no sólo a la geometría de su celda, sino principalmente a la posición que ocupan sus átomos dentro de ésta. A pesar de que ya se ha hecho mención en el párrafo anterior al hablar de las redes de Bravais, tomando la siguiente tabla (Ilustración 5) de apoyo, estudiaremos algo más detalladamente los tipos que a interesan para nuestro estudio.

¹⁴ http://www.theory.nipne.ro/~dragos/Solid/Bravais_table.jpg

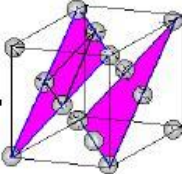
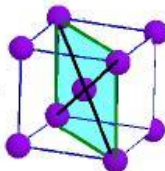
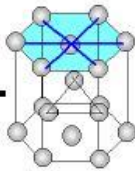
Type of lattice	FCC	BCC	HCP
Nº atoms/cell	$\bullet 8 \cdot \frac{1}{8} + 6 \cdot \frac{1}{2} = 4$	$\bullet 8 \cdot \frac{1}{8} + 1 = 2$	$\bullet 12 \cdot \frac{1}{6} + 2 \cdot \frac{1}{2} + 3 = 6$
Atomic Radius	$r = \frac{a}{2\sqrt{2}}$	$r = \frac{a\sqrt{3}}{4}$	$r = \frac{\sqrt{\frac{a^2}{3} + c^2}}{2}$
V_{cell} and $V_{\text{interstices}}$	$V_{\text{cell}} = a^3$ $V_h = V_c - 4\left(\frac{4}{3}\pi r^3\right) = 5,872r^3$	$V_{\text{cell}} = a^3$ $V_h = V_c - 2\left(\frac{4}{3}\pi r^3\right) = 3,94r^3$	$V_{\text{cell}} = a^2 \cdot c \cdot \frac{3\sqrt{3}}{2}$ $V_h = V_c - 6\left(\frac{4}{3}\pi r^3\right) = 8,808r^3$
Volume relative of interstitials	$V_r = \frac{V_h}{V_c} = 0,26$	$V_r = 0,32$	$V_r = 0,26$
Octahedral Interstitials	$N^o = 4$ $R = \frac{1}{2}(a - 2r) = 0,41r$	$N^o = 6$ $R = \frac{1}{2}(a - 2r) = 0,15r$	$N^o = 6$ $R = 0,41r$
Tetrahedral Interstitials	$N^o = 8$ $R_t = \left[\frac{\sqrt{3}}{2} - 1\right]r = 0,225r$	$N^o = 12$ $R_t = \left[\frac{\sqrt{5}}{3} - 1\right]r = 0,291r$	$N^o = 12$ $R_t = 0,225r$
Close packed planes	{111} there are 4	{110} there are 6	{0001} there is 1
Closed packed directions	$\langle 110 \rangle$ there are 6 	$\langle 111 \rangle$ there are 4 	$\langle 2110 \rangle$ there are 3 — 

Ilustración 5. Tabla con los datos y parámetros de las estructuras BCC, FCC y HCP

En ella se pueden ver mejor no sólo la distribución de los átomos en cada una de las celdas unitarias sino también su volumen y el número de átomos que forman parte de cada una de ellas.

2.1.2.1 Estructura BCC

La estructura cristalina de tipo BCC (Body-Centered Cubic) es aquella en la cual, como su nombre indica, tiene uno de sus átomos situado en el centro del cubo. Además de éste, tiene un átomo situado en cada una de sus esquinas, compartido con las demás celdas adyacentes, de modo que sólo una octava parte de cada uno de estos átomos situados en las esquinas pertenece a cada cubo. Esto da como resultado un total de un átomo sumando la contribución de cada uno de los átomos

de las esquinas (8 esquinas en un cubo $\times \frac{1}{8}$ de cada átomo situado en una esquina pertenece a cada celda unitaria, suman 1 átomo). Por lo tanto, la celda unitaria de tipo BCC tiene un total de: $(8 \text{ esquinas} \times \frac{1}{8} \text{ de cada átomo}) + 1 \text{ átomo en el centro del cubo} = 2 \text{ átomos en la celda}$.

Como ya se ha comentado anteriormente, este tipo de estructura cristalina es la que presentan el hierro alfa (α) y el hierro delta (δ). Se hace referencia al hierro porque es el material que interesa en este estudio, pero existe gran diversidad de materiales que presentan este tipo de estructura cristalina como el cromo, el tungsteno, el sodio...

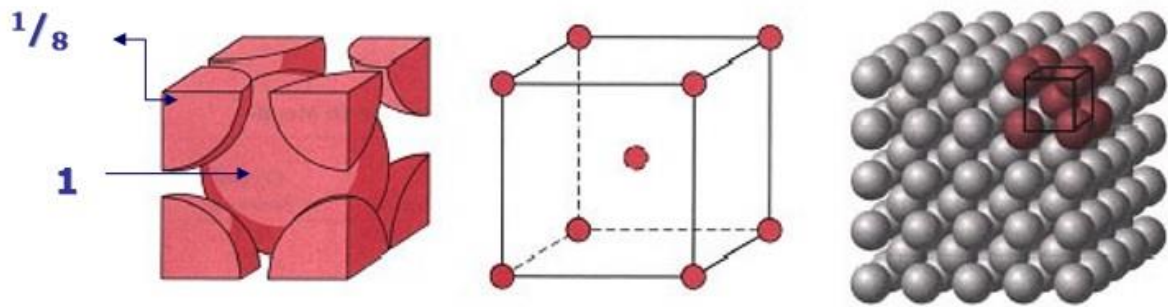


Ilustración 6¹⁵. Representación estructura BCC.

2.1.2.2 Estructura FCC

El otro tipo de estructura cristalina más frecuente es el denominado FCC (Face-Centered Cubic), cúbica centrada en las caras, lo que quiere decir que tiene, al igual que la estructura BCC, un átomo en cada una de sus esquinas pero, la diferencia es que tiene un átomo en el punto medio de cada una de las caras del cubo en lugar de en el centro del cubo. Esto quiere decir que $\frac{1}{8}$ de cada uno de los átomos de sus 8 esquinas pertenece a cada una de las celdas unitarias que lo comparten pero, además, la mitad de cada uno de los átomos que están situados en cada una de sus caras, forma parte de la celda unitaria. De modo que: $(\frac{1}{8} \text{ átomo en cada esquina} \times 8$

¹⁵ OCW UC3M. Curso: Tecnología de Materiales Industriales. Tema 2.- Estructura cristalina.
http://ocw.uc3m.es/ciencia-e-oin/tecnologia-de-materiales-industriales/material-de-clase-1/Tema2-Estructura_de_los_materiales.pdf/view

esquinas) + ($\frac{1}{2}$ átomo en cada cara x 6 caras) = 3 átomos forman parte de una celda unitaria de tipo FCC. Esto resulta más fácilmente comprensible si observamos la Ilustración 7 recogida más abajo.

Como ejemplos de elementos que presentan una estructura cristalina de tipo FCC podemos nombrar al oro, la plata, el níquel, el aluminio o el cobre. Sin embargo, para el presente estudio interesa conocer este tipo de estructura cristalina debida a que es la que presenta el hierro gamma (γ), tal y como ya se ha mencionado en páginas anteriores.

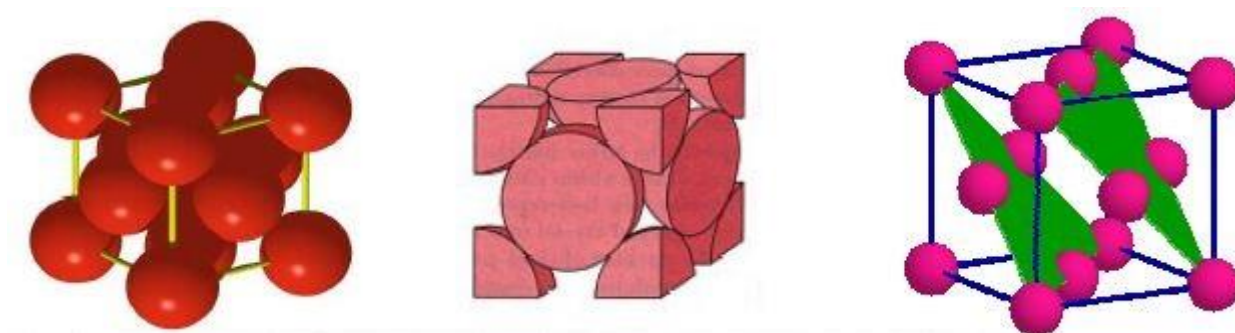


Ilustración 7¹⁶. Representación estructura FCC

2.1.2.3 Estructura HCP

Menos frecuente que las dos estructuras anteriores es la estructura HCP (Hexagonal Closed-Packed), hexagonal compacta, observable en la Ilustración 8. Presenta, no sólo una geometría diferente, sino también una distribución de sus átomos particular. En este caso, la celda unitaria es un prisma hexagonal. Los planos que forman sus caras superior e inferior presenta la misma distribución de sus átomos y hay un tercer plano, con una distribución atómica distinta, en el medio de estos dos. Por lo tanto, se puede entender la distribución atómica de esta

¹⁶ OCW UC3M. Tecnología de Materiales Industriales. Tema 2.- Estructura cristalina.
http://ocw.uc3m.es/ciencia-e-oin/tecnologia-de-materiales-industriales/material-de-clase-1/Tema2-Estructura_de_los_materiales.pdf/view

celda como tres planos, dos de ellos iguales (tipo A), separados por otro diferente (tipo B), formando una estructura ABA. Como esta explicación en abstracto puede no comprenderse totalmente y la figura de la estructura HCP en la Ilustración 5 presenta una perspectiva no del todo clarificadora, a continuación se recoge otras dos representaciones de la estructura HCP.

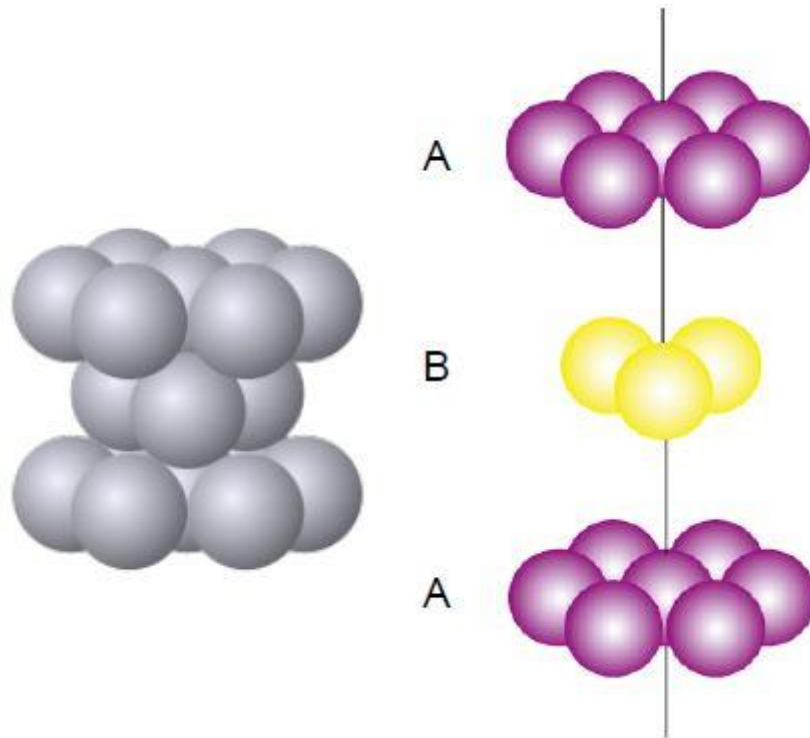


Ilustración 8¹⁷. Representación estructura HCP

Gracias a esta imagen, se puede comprender mejor esta estructura cristalina, y también se hace más evidente el número de átomos que componen cada celda unitaria de tipo HCP. Tal y como aparece en la tabla de la Ilustración 5, este tipo de celda está compuesta por: ($\frac{1}{6}$ átomo en cada esquina de cada tapa hexagonal x 6 esquinas) x 2 tapas (base y tapa superior) + 3 átomos encerrados íntegramente en su interior (pertenecientes al plano intermedio) = 6 átomos en cada celda unitaria de tipo HCP.

¹⁷ OCW UC3M. Curso: Materials Science and Engineering. Topic 2 - Structure of Materials I.
http://ocw.uc3m.es/ciencia-e-oin/materials-science-and-engineering/lecture-notes-1/Chapter_2_1.pdf/view

Este tipo de celda no se encuentra en ninguna forma de hierro puro pero será de utilidad más adelante a lo largo del estudio. Algunos elementos que presentan este tipo de celda unidad son por ejemplo el Zinc, el Titanio y el Cobalto.

2.1.3 Disoluciones sólidas en el Hierro.

Denominadas comúnmente “soluciones sólidas”, las disoluciones sólidas en hierro puro pueden ser de dos formas: cuando átomos de hierro son sustituidos por átomos de otros componentes dentro de su red cristalina (soluciones sólidas de sustitución); o cuando átomos de otros elementos tienen un radio lo suficientemente pequeño como para introducirse en los huecos existentes entre los propios átomos de hierro (soluciones sólidas de inserción).

2.1.3.1 Soluciones sólidas de sustitución.

Este tipo de soluciones son aquellas en las que los átomos de hierro se ven sustituidos por átomos de algún otro metal. Para que un metal resulte completamente soluble en hierro, debe cumplir una serie de requisitos, que son condición necesaria pero no suficiente, es decir, cumpliendo todos los requisitos, es muy probable que su solubilidad sea alta pero, no por ello se puede afirmar rotundamente que lo sea. Esta serie de requisitos son las denominadas reglas de Hume–Rothery y son las siguientes:

A. Sistemas cristalinos iguales.

Para que un elemento pueda ser ilimitadamente soluble en otro (en el caso que centra a este trabajo sería en el hierro, Fe), debe, como primer criterio necesario, cristalizar en el mismo sistema que el elemento disolvente (Fe). Esto se debe a que

existe para cada tipo concreto de red cristalina un límite de solubilidad, es decir, una proporción máxima de átomos de soluto que el disolvente puede albergar, determinado por su estructura cristalina, el cual se denomina *límite de saturación*. Si ambos metales no poseen el mismo sistema cristalino, por ejemplo, uno de tipo BCC y otro de tipo HCP, sus límites de saturación diferirán y, por lo tanto, es posible que los átomos del soluto tengan cierto nivel de solubilidad en el disolvente, pero no ilimitada.

B. Factor radio atómico.

Hume y Rothery establecieron que si la diferencia del tamaño de radio atómico entre los átomos de ambos elementos difieren más de un 15%, la probabilidad de que los átomos de dicho elemento sean altamente solubles en el solvente es muy escasa. Para los que estén cerca de este intervalo es difícil llevar a cabo afirmaciones. Sin embargo, los átomos de los solutos que tengan diferencias de radio por debajo de este valor marcado, tienen una alta probabilidad de que su solubilidad sea elevada.

C. Electronegatividad.

Este tercer factor tiene también alta relevancia, ya que, si ambos metales tienen electronegatividades muy diferentes, se incrementa la probabilidad y la predisposición a formar compuestos no metálicos. Por lo tanto, una alta solubilidad necesita que el metal soluto tenga una electronegatividad similar a la del hierro (electronegatividad del hierro: 1,83 en la escala de Pauling).

D. Valencia.

La valencia se refiere al número de electrones presentes en la capa más externa del átomo y determina por tanto, el número de electrones que cada elemento cede a la nube electrónica. Gracias a la experimentación se sabe que si los átomos de ambos metales tienen el mismo número de electrones en su capa más externa, la probabilidad de que la solubilidad sea elevada, es alta. Es un factor no determinante pero con utilidad para deducir cómo pueden ser los niveles de solubilidad de un elemento en otro, en nuestro caso, de otro metal en el hierro.

Como a se ha comentado antes, el cumplimiento de estas 4 reglas no aseguran la solubilidad total, solamente indican una mayor probabilidad para ello.

Cabe destacar también que, como se ha indicado, uno de los factores es el sistema cristalino que presenta el elemento, por lo que, en el caso concreto que centra a este trabajo, se debe tener en cuenta que, según el tipo de forma alotrópica del hierro a la que se haga referencia, ésta presentará una estructura u otra -BCC para hierro alfa (α), gamma (γ) y FCC para hierro delta (δ)-. En la siguiente tabla, tomada del libro “ACEROS. Metalurgia Física, Selección y Diseño” de José Antonio Pero-Sanz Elorz, se pueden ver los valores de una serie de solutos en cada una de las estructuras de hierro. Se observa que algunos elementos son totalmente solubles en una forma alotrópica de hierro y parcialmente en otra. Como el autor señala en este libro, la solubilidad de un elemento puede variar en un mismo estado alotrópico en función de la temperatura, debido a la contracción o crecimiento del radio atómico con la variación de temperatura.

En hierro gamma		En hierro delta o alfa	
<i>Soluto</i>	<i>Límites de solubilidad</i>	<i>Soluto</i>	<i>Límites de solubilidad</i>
H	0,0009% a 1394°C (0,0004% a 912°C)	H	0,0003% a 910°C (0,0001% a 100°C)
C	2,11% a 1148°C (0,77% a 727°C)	C	0,0218% a 727°C (0,005% a 575°C)
N	2,8% a 650°C (2,35% a 590°C)	N	0,095% a 585°C (0,05% a 500°C)
S	0,065% a 1370°C (0,010% a 914°C)	S	0,020% a 914°C
Mn	100% a 1200°C	Mn	3,0% a 770°C
Ni	100% a 1300°C	Ni	7,0% a 500°C
Co	100% a 1300°C	Co	75% a 770°C
Cr	12% a 1130°C (7% a 830°C)	Cr	100% a 1400°C
Mo	2,5% a 1150°C (dism. hasta 910°C)	Mo	30% a 1400°C (10% a 910°C)
W	3,5% a 1100°C (dism. hasta 910°C)	W	35,5% a 1554°C (6% a 888°C)
V	1,4% a 1154°C (dism. hasta 910°C)	V	100% a 1400°C
Ti	0,7% a 1175°C (dism. hasta 910°C)	Ti	9% a 1291°C (2,2% a 880°C)
Al	0,625% a 1150°C (dism. hasta 910°C)	Al	36% a 1094°C (33,33% a 100°C)
Si	1,9% a 1150°C (dism. hasta 910°C)	Si	10,9% a 1275°C (3,5% a 500°C)

Ilustración 9¹⁸. Solubilidad de algunos elementos en el hierro.

¹⁸ José Antonio Pero-Sanz Elorz. “ACEROS. Metalurgia Física, Selección y Diseño” (2003). (Pag 26)

2.1.3.2 Soluciones sólidas de inserción.

Tal y como se ha comentado al comienzo de esta sección, existen otro tipo de soluciones sólidas, que son las soluciones sólidas de inserción, las cuáles pueden aparecer cuando el radio atómico del soluto es notablemente más pequeño que el del hierro, y por tanto los átomos de soluto pueden insertarse en los huecos intersticiales del hierro. Como es fácilmente deducible, el tamaño de estos huecos, es decir, el espacio entre átomos, dependerá de la estructura cristalina y consiguiente, será diferente en una estructura BCC que otra FCC o una HCP.

Una vez se conoce el radio de los átomos de hierro en la celda unitaria -se debe recordar que en la tabla de la Ilustración 3 están recogidos los valores del parámetro de red, “a”, para cada una de las formas alotrópicas del hierro y que, en la Ilustración 5 encontramos la fórmula que relaciona el radio, “r”, con el parámetro de red para las estructuras FCC y BCC-, se puede calcular el volumen ocupado por los propios átomos de Fe y, en relación con éste, el volumen intersticial, es decir, el volumen no ocupado por los átomos de hierro y que puede albergar otros átomos intersticiales.

En este estudio, al menos por el momento, los átomos intersticiales serán átomos de carbono, para así obtener las aleaciones Fe-C que se pueden observar en el diagrama de fase (Ilustración 12). Más adelante se verá que no sólo habrá átomos intersticiales de carbono, sino que, generalmente en menor proporción, se tratará de cubrir parte de estos huecos intersticiales también con otros elementos que aporten diferentes propiedades o comportamientos del material.

Un aspecto a tener en cuenta al hacer referenecia a estos huecos es que existen dos tipos de espacios intersticiales: intersticios tetraédricos y octaédricos. Esta denominación viene determinada por la forma geométrica (número de lados del polígono) que forman los átomos de hierro que rodean un determinado espacio.

En la siguiente imagen pueden verse dibujados los dos tipos de intersticios que pueden hallarse en una estructura de tipo FCC:

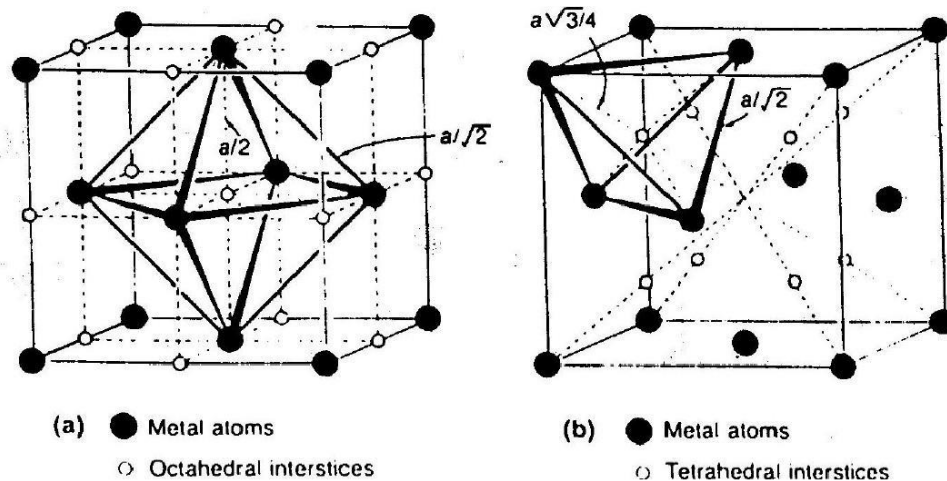


Ilustración 10 Huecos intersticiales octaédricos (izquierda) y tetraédricos (derecha) en una estructura FCC

Del mismo modo, para una estructura de tipo BCC, existen los mismos dos tipos de espacios intersticiales (tetraédricos y octaédricos) pero, como es lógico, distribuidos de forma distinta (misma forma geométrica con distintas dimensiones), debido a la distinta situación de los átomos de hierro. Pueden apreciarse en la siguiente ilustración:

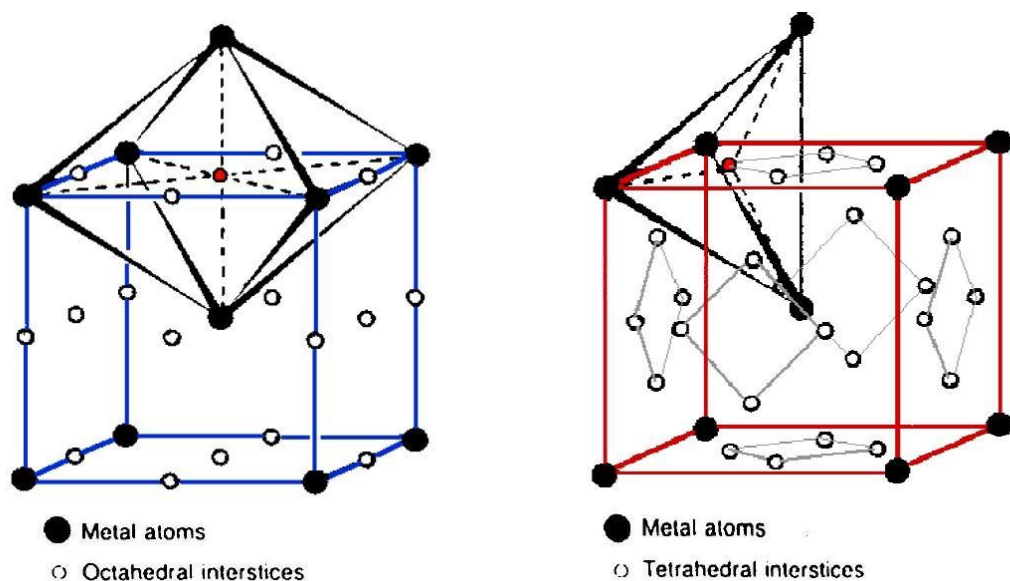


Ilustración 11. Huecos intersticiales octaédricos (izquierda) y tetraédricos (derecha) en una estructura BCC.

Los átomos de carbono, en comparación con los de hierro, tienen un tamaño considerablemente más pequeño y ocupan los huecos intersticiales octaédricos. Como puede observarse a partir de las figuras que representan los huecos intersticiales para ambos tipos de estructuras cristalinas, en una estructura de tipo bcc los átomos de hierro están situados de forma más compacta que en la de tipo fcc, lo que provoca que los huecos interatómicos sean mayores en la estructura de tipo fcc (hierro gamma) que para aquella de tipo bcc (hierro alfa). Esto se traduce en una solubilidad notablemente mayor en una estructura de tipo fcc (hierro gamma), debido a que el tamaño del hueco que encuentran los átomos de carbono para situarse entre los átomos de hierro, es notablemente mayor, pero no solamente en el caso del carbono, sino que la solubilidad de cualquier elemento en disolución será mayor en el hierro gamma que el hierro alfa.

En el diagrama hierro-carbono se puede encontrar otra fase, cementita, tal y como aparece en la Ilustración 12, mostrada en la página 47, que se origina cuando la solubilidad de carbono en ferrita y austenita es excedida, se denomina con la fórmula Fe_3C y presenta una estructura ortorrómbica (HCP).

2.1.4 Elementos solubilizados en hierro.

Los elementos que forman una solución sólida con el hierro suelen tener un efecto estabilizador sobre alguna de sus formas alotrópicas (hierro alfa, gamma o delta), así que, según este criterio, se clasifican en:

➤ **Alfágenos.**

Son elementos como Si, W, Ti o Mo que estabilizan alotrópicamente al hierro con estructura de tipo BCC. Esto se traduce en que los rangos de temperatura en los

que las dos formas alotrópicas de hierro con estructura cúbica centrada en el cuerpo aumentan (hierro alfa y hierro delta), con la consecuente disminución del rango en que el hierro gamma -estructura FCC- se forma. Por lo tanto, durante el proceso de enfriamiento, la temperatura de inicio de la transformación $\delta \rightarrow \gamma$ (temperatura A_5), así como la de fin de esta transformación (temperatura A_4), disminuyen, siempre con valores por debajo de los que presentarían en el caso del hierro puro –para aumentar el rango de temperatura del hierro δ -. Justo lo contrario ocurre con las temperaturas en que se produce la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$, las temperaturas de inicio (temperatura A_3) y de fin (temperatura A_1) de esta transformación aumentan –en este caso deben aumentar en vez de disminuir su valor para que aumente el rango de temperaturas para el que se forma el hierro α -, y ambas estarán por encima de los valores que toman estas temperaturas críticas para el hierro puro.

La medida en que son modificados estos valores de temperatura, depende de la cantidad de elemento alfégeno solubilizado en el hierro, de forma que, cuanto mayor cantidad de este elemento, menores las temperaturas A_5 y A_4 y mayores las temperaturas A_3 y A_1 .

➤ **Gammágenos.**

Dentro de este tipo de elementos se encuentran, por ejemplo: N, Mn, Co, Ni, C, N. Como se puede deducir de su nombre y de lo explicado en el párrafo anterior, son elementos estabilizadores de hierro con estructura cúbica centrada en las caras (FCC), es decir, hierro gamma (γ). El efecto de estos elementos en las temperaturas de transformación del hierro gamma son las opuestas al caso ya estudiado de los alfégenos: producen un aumento de los valores de las temperaturas A_5 y A_4 , correspondientes a la transformación $\delta \rightarrow \gamma$ (de forma que ambas tendrán valores superiores que en el hierro puro); y una disminución de los valores de las temperaturas A_3 y A_1 (en este caso, ambas con valores por debajo de las que presentan en hierro sin disoluciones), que son las que marcan el inicio y final de la otra transformación alotrópica: $\gamma \rightarrow \alpha$.



Al igual que en el caso de los elementos alfégenos, la medida en que las temperaturas críticas (A_5, A_4, A_3 y A_1) se ven modificadas por los elementos gammágenos, depende de la cantidad de éstos presente en la disolución.

2.1.5 El sistema Hierro-Carbono

2.1.5.1 *Diagrama de Fase Hierro-Carbono.*

Un diagrama de fase se puede definir como un mapa que permite conocer las fases y combinaciones de fases presentes a una determinada temperatura y aleación, asumida en estado de equilibrio. Esto permite determinar, por ejemplo, en el diagrama hierro-carbono, que es el que centra la atención de este trabajo, las fases y composición de cada componente resultante para una determinada temperatura, y/o tras someter a la aleación a un tratamiento térmico. Sin embargo, se debe tomar este diagrama más como una guía que como algo exacto y determinante, ya que, por un lado, este tipo de diagramas aportan información sobre las fases presentes al inicio y final del tratamiento, pero no de los estados y transformaciones intermedias, y por otro, se debe considerar en cada caso la posible influencia de otros elementos aleantes, como pueden ser Ti, Si, Ni, Cr... y su posible efecto en desviaciones respecto de la información obtenida a partir del diagrama de fase.

Cada una de las unidades microestructurales independientes con estructura y composición química únicas que componen una aleación recibe el nombre de fase. Por lo tanto, es posible encontrar diferentes fases de un mismo material si éste presenta unidades microestructurales las cuales difieren entre sí en alguna o todas las características.

Las diversas fases presentes en las distintas aleaciones de hierro y carbono, variando según la proporción de uno y otro componente, están recogidas en el diagrama de fase hierro-carbono.

Normalmente las composiciones, y fases observables en el diagrama están dadas en tanto por ciento que, en este caso representa el peso porcentual. Sin embargo, en otros casos podría ser más interesante que determinase el porcentaje atómico. Pudiendo pasar de un tipo de porcentaje a otro fácilmente.

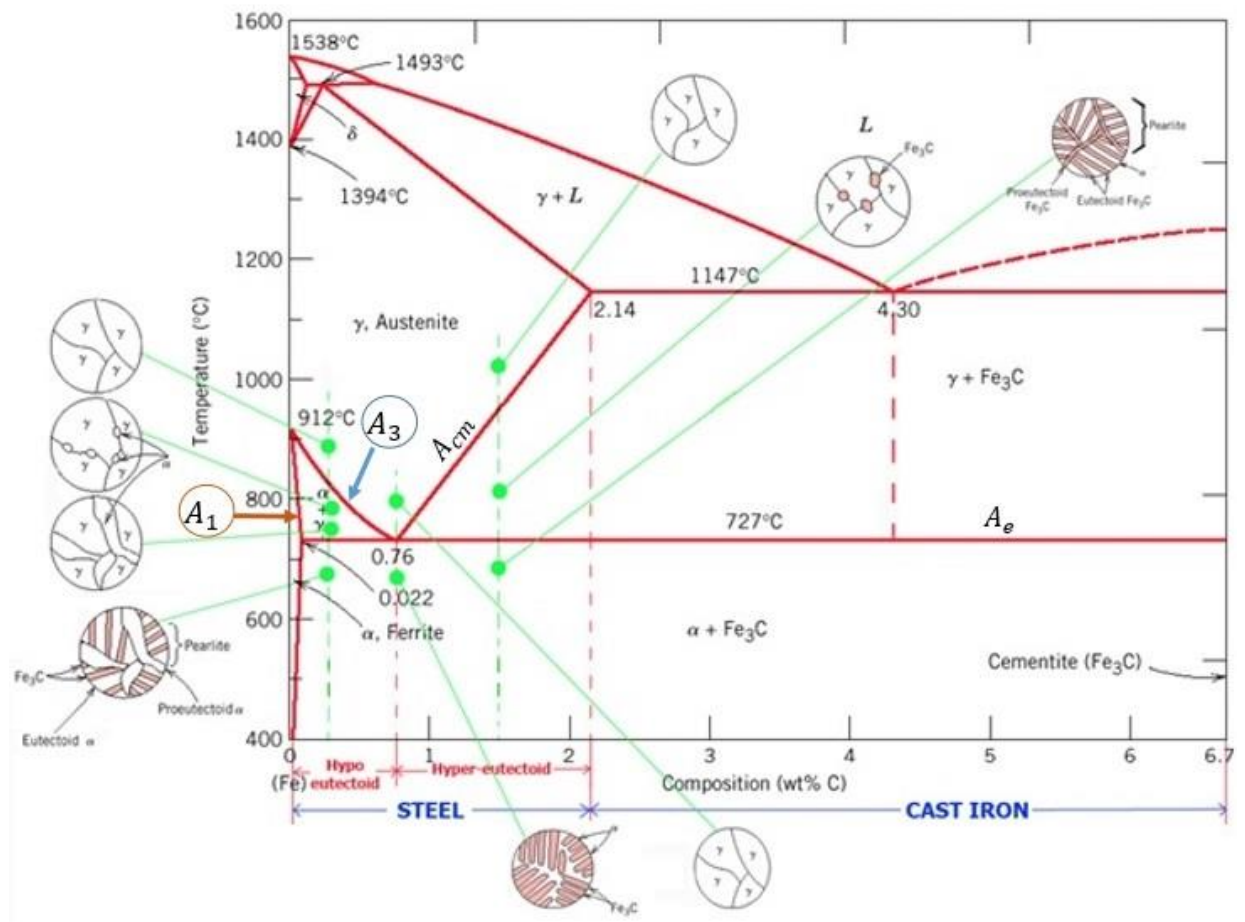


Ilustración 12. Diagrama metaestable Fe-C.

2.1.5.1.1 Constituyentes simples en el diagrama Fe-C.

Se procederá a comentar las fases identificables en el diagrama de la Ilustración 12, situado justo encima, y las características que definen a cada una de ellas, lo que será útil para el estudio posterior.

➤ **Austenita.**

Es la denominación que recibe la solución sólida formada por átomos de carbono que se insertan en los huecos intersticiales de hierro gamma (Fe_γ). Este nuevo tipo de estructura cristalina es la forma estable que presenta el hierro puro (localizable en el extremo izquierdo de la gráfica, donde el contenido de carbono es nulo) en el rango de temperatura desde 910°C a 1388°C (punto A_4), rango de temperatura del hierro gamma estudiado anteriormente.

La austenita (o hierro gamma) tiene una estructura de tipo FCC (Face-Centered Cubic), la cual, como ya se ha comentado anteriormente, tiene átomos de hierro en cada una de sus caras y en sus ocho esquinas, sumando en total cuatro átomos de hierro en cada celda unitaria.

Ya que se mantiene la estructura del hierro gamma estudiada anteriormente, con el mismo parámetro de red -tiene un valor de $a = 3.649\text{\AA}$ (0.3639nm)-, se puede calcular su volumen: $V = 0.04512\text{nm}^3$. Así mismo, se puede calcular, con lo visto anteriormente, su volumen intersticial: $V_{\text{interst.}} = 5.872r^3$ y su volumen intersticial relativo: $\frac{V_{\text{interst.}}}{V_{\text{celda}}} = 0.26$, los cuáles permiten conocer el volumen disponible dentro de cada celda para que sea ocupado por elementos intersticiales.

En principio, tal y como recoge Jose Antonio Pero-Sanz Elorz en su libro “ACEROS: METALURGIA FISICA, SELECCION Y DISEÑO”, este tipo de estructura podría admitir hasta cuatro átomos de carbono (C) por celda, lo que supondría un 18% de carbono en peso. Sin embargo, el contenido máximo real de carbono por celda es del 2,11% en peso, proporción a partir de la cual, la austenita satura a 1148°C. Siendo de cualquier forma, notablemente mayor la solubilidad del carbono en la austenita que en la ferrita, debido a que, como se ya se ha hecho referencia al estudiar las estructuras cristalinas, las celdas unidad de las estructuras tipo FCC (como es el caso del hierro gamma) presentan huecos intersticiales mayores que las estructuras BCC (hierro alfa). En la Ilustración 7 (página 34), recogida más arriba, aparecen varias representaciones de una celda unidad de tipo FCC, lo que facilita hacerse una mejor idea de los huecos existentes así como el espacio ocupado por los átomos de hierro.

Así mismo, cabe tener en cuenta que, si en lugar de ser únicamente átomos de carbono, la austenita presenta otros elementos en solución, la solubilidad máxima de carbono se vería reducida por debajo de ese valor de 2,11%C¹⁹. “Las aleaciones férreas de contenido en carbono menor o igual al límite máximo de saturación de carbono en la austenita reciben el nombre de aceros”²⁰. Cuando el contenido de carbono supera este valor del 2,11%C y producen la saturación de la austenita, reciben el nombre de fundiciones.

➤ **Ferrita.**

Es la solución sólida de carbono en hierro con estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC). Por lo tanto, debido a que el hierro presenta dos formas alotrópicas con esta misma estructura, el hierro alfa (α) y el hierro delta (δ), se pueden encontrar dos tipos distintos de ferrita:

¹⁹ En muchas ocasiones se emplea la notación “%C” en referencia al porcentaje de carbono presente en el acero mencionado.

²⁰ JOSE ANTONIO PERO-SANZ ELORZ. “ACEROS: METALURGIA FISICA, SELECCION Y DISEÑO”. (2004)

- Ferrita alfa (Fe_{α}).

La ferrita alfa, también denominada simplemente ferrita, presenta a temperatura ambiente una solubilidad de carbono en hierro muy reducida, mucho menor que el admitido por la austenita (hierro cúbico centrado en las caras), siendo menor al 0,008% de C, por lo que se suele considerar hierro puro. Su contenido máximo de carbono es de 0,0218% en peso para una temperatura de 727°C, por lo que se puede deducir que el carbono es soluble en hierro alfa en una proporción muy pequeña.

La ferrita (o hierro α), presenta un tipo de estructura FCC (Face Centered-Cubic), cuyo parámetro de red, " a ", tiene un valor de 2.966Å (0.2966nm), teniendo los tres parámetros de red el mismo valor y siendo mutuamente perpendiculares. Ésto da un valor de radio (despejamos la fórmula recogida en la tabla de la Ilustración 5): $r = \frac{0.286nm \times \sqrt{3}}{4} = 0.1238nm$ y, por lo tanto, un volumen de celda alrededor de $V = 0.02339nm^3$. Conocidos estos datos, también se ha podido calcular el volumen intersticial, $V_{interst.} = 3.94r^3$ y, consecuentemente, el volumen intersticial relativo: $\frac{V_{interst.}}{V_{celda}} = 0.32$

- Ferrita delta (Fe_{δ}).

Esta fase es la formada por la solución de átomos de carbono en hierro delta. Presenta una estructura de tipo BCC, como puede deducirse, ya que es la que presenta la fase ferrítica delta, tal y como se ha comentado al hablar del hierro y sus formas alotrópicas.

Otro aspecto característico de esta fase, ya mencionado anteriormente, es el hecho de ser primera fase en formarse durante la solidificación.

Cabe destacar que la ferrita es el constituyente de los aceros más blando y dúctil, presentando una dureza de 95 *Vickers* (90 *HB*) y una resistencia a la rotura de 28Kg/mm^2 . Los elementos en solución sólida permiten un endurecimiento de la ferrita en función del contenido de éstos. Además, las soluciones sólidas de inserción producen un aumento notablemente mayor que las soluciones de sustitución.

La ilustración 6 (página 33) ya observada es una nueva representación de la estructura cristalina de tipo BCC, centrada en el cuerpo, como la que presenta la ferrita delta. Así mismo, la imagen de la parte izquierda de esta misma ilustración permite comprender mejor los espacios intersticiales que se pueden hallar en estas estructuras y, además, poder compararlas con la misma representación de la estructura FCC y ver la diferencia en el tamaño intersticial en ambos tipos de estructuras. Del mismo modo, la imagen de la parte derecha de la Ilustración 6 muestra lo que sería la red cristalina formada por la unión de multitud de celdas unitarias de ferrita delta.

➤ **Cementita**

Se trata de un carburo cuya fórmula química es Fe_3C . Contiene un 6,67% en peso de carbono y un 93,33% de hierro. No se trata de una solución sólida de carbono en hierro, sino de un compuesto intermetálico –son compuestos de composición y propiedades fijas y definidas y, por tanto, no varían ante cambios de temperatura-, con predominancia de enlaces no metálicos y una estructura cristalográfica de tipo ortorrómbico (HCP) –este tipo de estructura ya ha sido mencionada en el apartado previo referido a estructuras cristalinas-. La celda unitaria de perlita contiene 12 átomos de hierro y 4 de carbono.

En la tabla de la Ilustración 5 se muestran, junto con los de las estructuras de tipo FCC y BCC, varios valores y fórmulas para algunos parámetros de la celda

unitaria de este tipo. Un dato que no aparece recogido en esta tabla, y que resulta fundamental para poder calcular el resto de datos relativos a la celda unitaria, son los parámetros de red en el caso concreto de la Cementita, que tienen los siguientes valores: $a = 0.452nm$, $b = 0.509nm$, y $c = 0.674nm$.

De la cementita cabe destacar entre sus propiedades, su fragilidad y su gran dureza (68 HRc=940Vickers) –es el constituyente de los aceros que mayor dureza presenta-, a consecuencia de ser un compuesto intermetálico.

➤ **Perlita**

La transformación eutectoide en aceros produce una microestructura única que recibe el nombre de “perlita”. La perlita está compuesta por láminas alternativas de ferrita y cementita, tal y como puede observarse en el diagrama hierro-carbono de la Ilustración 12 (página 47). Las láminas que forman la microestructura tienen diferentes orientaciones y espaciado. Estas variaciones en el espaciado entre las diferentes láminas de cementita se deben, en parte a los diferentes ángulos que las láminas forman con el plano de pulido, y también parcialmente al hecho de que la perlita se haya formado dentro de un rango de temperaturas y, consecuentemente, no todas las láminas a la misma temperatura.

La cantidad de ferrita y cementita presente en la perlita formada a $727^{\circ}C$ ($1340^{\circ}F$) puede ser determinada mediante la denominada “regla de la palanca”. Por ejemplo, si aplicamos la regla de la palanca para la aleación $Fe - 0.77C$:

$$\% Fe_3C \text{ en la perlita} = \frac{0.77 - 0.0218}{6.67 - 0.0218} \times 100 = 11\%$$



Y, por lo tanto, el peso porcentual de ferrita en la perlita es 89%. De este modo, cuando la austenita que contenga 0.77% de carbono se transforma en perlita alrededor de 727°C (1340°F), la ferrita y la cementita se formaran en los pesos porcentuales fijos mostrados arriba.

Por lo tanto, si se observa este diagrama de fase completo, para el presente trabajo la atención se centra en la porción de diagrama en la cual la cantidad de carbono en la aleación es menor de aproximadamente el 2% (parte más a la izquierda en la imagen), zona de aceros, y no en el resto del gráfico que recoge todas las aleaciones hierro-carbono restantes, denominadas generalmente como fundiciones.

La presencia de austenita en el sistema hierro-carbono es lo que permite, mediante los diferentes tratamientos térmicos que se le aplican, y dependiendo de éstos, obtener los diversos tipos de aceros que empleamos. Según el tipo de tratamiento térmico aplicado, conseguiremos transformar la austenita y obtener una notable variedad de fases, cada una con su microestructura y propiedades.

2.2 Componentes, obtención y tratamiento del acero.

El acero es un material con un uso muy extendido en toda la sociedad, empleándose, dependiendo del tipo concreto de acero, desde elementos de cocina, hasta estructuras, vehículos pesados, etc. pasando por un amplio abanico de usos diversos. Es, así mismo, el material que centra este estudio.

Pero para comenzar, lo primero que se debe hacer es conocer y definir mejor este material el cuál va a centrar la atención de todo el trabajo. Como primera aproximación de una definición general y como ya se ha señalado anteriormente, se puede decir que es un material formado por la aleación de otros dos: hierro, en su inmensa mayoría, y carbono, en una proporción mucho menor. Tomando como referencia el diagrama hierro-carbono de la Ilustración 12 (pág. 47), tal y como ya ha sido resaltado al final del apartado anterior, la zona de los aceros se corresponde con la zona izquierda del diagrama, como aparece marcado en la zona inferior del mismo (aparece la palabra “steel” que significa “acero” en inglés). Otro dato que se puede extraer de este diagrama es, que cualquier aleación de hierro y carbono empieza a solidificar a una temperatura menor que la temperatura de comienzo de solidificación del hierro puro (1538°C), disminuyendo su valor a medida que aumenta el contenido de carbono.

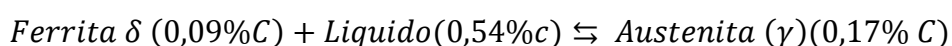
Se debe señalar que el contenido de carbono que forma los aceros será siempre menor del 2,11%, como se puede apreciar en el diagrama, e incluso es frecuente que sea menor del 1%. Así mismo, pueden agregarse otros componentes a la aleación, en menor proporción, que permiten modificar diversos aspectos que definen al material (microestructura, propiedades mecánicas...) y ayudan a lograr satisfacer mejor las necesidades que se desean cumplir.

También se puede apreciar diferenciadas dos sub zonas en la Ilustración 12 (pág. 47), dentro de la zona definida para los aceros: aceros hipoeutectoides (por

debajo del contenido eutectoide de 0,77% de C) y aceros hipereutectoides (por encima de este valor) serán analizadas algo más adelante.

Primero se pueden estudiar las zonas que forman el acero según las fases al inicio de la solidificación y a medida que progresa el enfriamiento. Los aceros con un contenido en carbono superior al 0,53%, al comienzo del enfriamiento se encontrarán en fase líquida mezclada con estructura gamma, pasando a ser únicamente gamma al solidificarse totalmente.

Los aceros cuyo contenido en carbono es menor de 0,53%C y superior a 0,09%C, a una temperatura de 1495°C experimentan una reacción peritética (es un tipo de reacción en que un líquido y un sólido reaccionan para dar lugar a un nuevo sólido)



Posteriormente, al proseguir con el enfriamiento, los aceros con contenido de carbono entre 0,17% y 0,53% solidificarán dando lugar a estructura gamma únicamente.

Por su parte, los aceros con contenido de carbono entre 0,09% y 0,17%, primero solidificarán en una estructura bifásica, compuesta por austenita y ferrita delta –la proporción de austenita aumentará proporcionalmente con el contenido de carbono- y, posteriormente, al continuar el enfriamiento, se transformarán totalmente en austenita. Más tarde, al proseguir el enfriamiento (entre 912°C y 727°C, según el contenido de carbono), la fracción de fase delta se transforma en fase alfa, resultando en una combinación de fases alfa y gamma (austenita).

2.2.1 Tipos de acero según su contenido de carbono.

En este apartado se procederá a centrar el estudio en las dos clases de aceros a que se ha hecho referencia antes: hipoeutectoides e hipereutectoides, en función de su contenido de carbono, y separados según la transformación que la austenita experimenta durante el enfriamiento. Para poder seguir mejor los procesos de transformación y comprenderlos mejor, es conveniente servirse de la Ilustración 12 (página 47) que muestra el diagrama Fe-C.

➤ **Aceros Hipereutectoides.**

Para estudiar este grupo de aceros se empezará estudiando el caso concreto en que el acero contiene exactamente un 2,11% de carbono –este es exactamente el contenido máximo de carbono que puede presentar un acero-. Centrando la atención en este punto, se va a estudiar el proceso de enfriamiento y sus transformaciones.

En este caso, al descender la temperatura por debajo de 1147°C (una de las líneas horizontales del diagrama de la Ilustración 12), como ya se comentó al referirse a las transformaciones alotrópicas del hierro durante el proceso de calentamiento o enfriamiento, se produce una variación del parámetro de red de la estructura, como en este caso la temperatura decrece, se produce una contracción de la celda de austenita. A medida que la temperatura sigue decreciendo, la celda continua contrayéndose, de modo que, el carbono atrapado en la austenita original (γ), que lógicamente mantiene su tamaño atómico, se encuentra con cada vez un espacio menor, lo que provoca una desestabilización y distorsión en la celda. En un determinado momento, al continuar descendiendo la temperatura, se puede decir de una forma sencilla que, el carbono se encuentra sin espacio dentro de la celda y la abandona, emigra hacia las juntas de los granos y precipita dando lugar a la formación de Cementita (Fe_3C).

Continuando con el enfriamiento, progresivamente va disminuyendo en tamaño la celda austenítica, se contrae, y por tanto también el carbono va precipitando gradualmente formando cementita. Este proceso continúa hasta alcanzar 727°C, momento en que la austenita que originalmente contenía 2,11% de C, ha dado lugar a una mezcla de austenita empobrecida, con un contenido de 0,77% de C y cementita formada en el contorno de los granos.

Se puede calcular la fracción de peso de cementita respecto al peso total (cementita+austenita con 0,77% de C) empleando la regla de la palanca, ya comentada (página 50), que se volverá a mencionar aquí para una mejor comprensión. Esta regla se puede aplicar a cualquier zona de un diagrama bifásico que contenga dos fases, y permite calcular la cantidad de cada una de ambas fases presentes a una determinada temperatura en una aleación concreta. Una línea isoterma (por lo tanto, horizontal) representa la palanca, y la composición de la aleación, el punto de apoyo. La intersección de la línea isoterma con los límites de cada una de las dos fases determina la composición de las fases coexistentes y los segmentos entre la composición de la aleación y el límite de cada una de las fases, son proporcionales a la cantidad de cada una de las fases presente en la aleación. En este caso concreto:

$$\frac{2,11-0,77}{6,67-0,77} = 0,227; \text{ un } 22,7\%$$

Es a esta temperatura precisamente cuando tendrá lugar la transformación alotrópica $\gamma \rightarrow \alpha$ (la transformación se produce a temperatura constante, las temperaturas A_3 y A_1 tienen el mismo valor). Cabe destacar que esta transformación se produce por tanto a una temperatura notablemente menor que en el hierro puro, a causa de ese 0,77% de carbono disuelto en la austenita, ya que, el carbono es un elemento gammágeno.

Durante la transformación, al mantener esa temperatura de 727°C, el carbono emigra de la austenita para formar, en las zonas de su contorno, gérmenes de cementita. Las zonas del contorno de estos gérmenes de cementita tienen un

contenido bajo en carbono y favorecen la formación de ferrita (α). De este modo, los gérmenes de cementita siguen creciendo gracias al carbono tomado de la austenita. Es decir, la austenita pierde carbono que se acumula en su contorno y forma cementita, como la cementita tiende a absorber el carbono disponible, las zonas próximas a estos gérmenes de cementita, tienen un contenido bajo en carbono, lo que da lugar a la formación de ferrita. Este proceso continúa, de modo que la austenita va decreciendo y la cementita y la ferrita crecen a expensas suyas. El resultado final es un conjunto de láminas de cementita alternadas con láminas de ferrita, tal y como se puede observar en la Ilustración 13. Este constituyente que alterna láminas de cementita y ferrita, recibe el nombre de *perlita*.

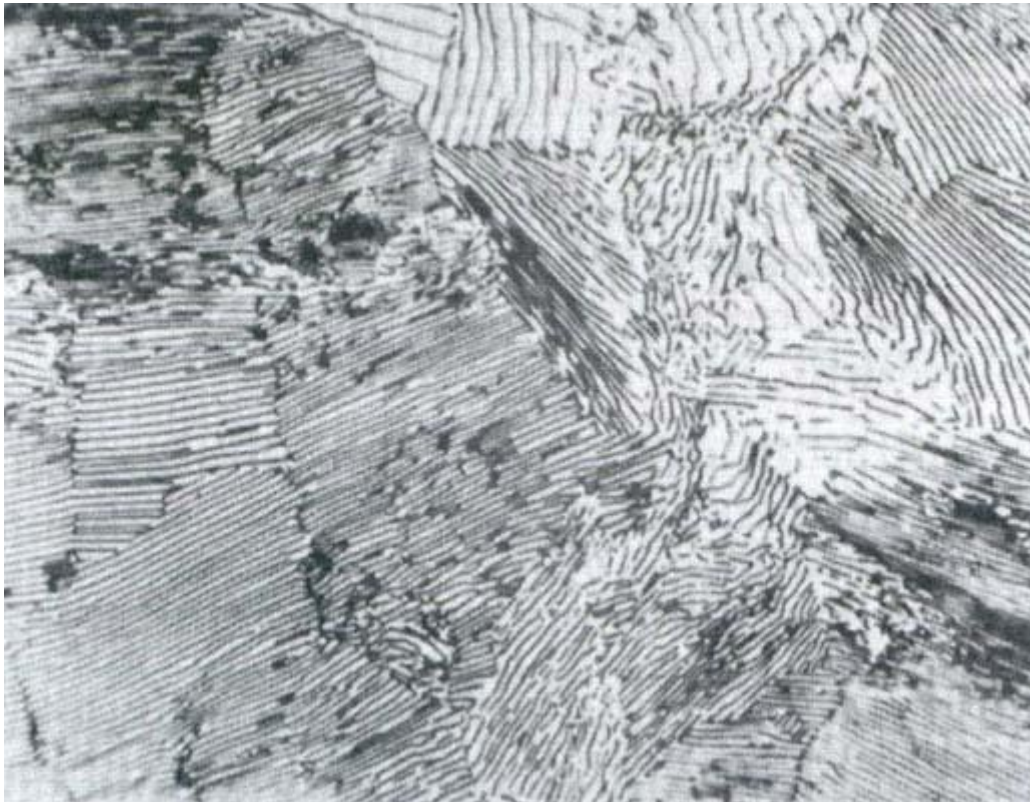
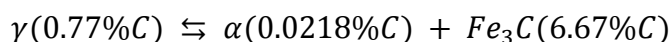


Ilustración 13²¹. Imagen que muestra perlita eutectoide (láminas alternas de ferrita y cementita).

²¹ <http://cosmolinux.no-ip.org/uned/figura33.jpg>

Esta reacción que se produce a 727°C y que da lugar a cementita y ferrita con 0,0218% de C a partir de austenita con 0,77% se denomina reacción eutectoide:



Ahora en vez de fijar la atención únicamente en los aceros con un contenido igual al 2,11% de C, se centrará la atención en los aceros con un contenido de carbono entre el 0,77% y el 2,11%, es decir, todo el conjunto de aceros hipereutectoides. El proceso que siguen estos aceros es el mismo que en el caso concreto visto. Las diferencias son:

- La temperatura a la que comienza la precipitación del carbono de la austenita (γ) para formar cementita no es la misma que antes, sino menor; disminuye de forma proporcional a la cantidad de carbono contenida (se denomina A_{cm} y en la Ilustración 12 se corresponde con la línea roja que une el punto de 0,77% de carbono a 727°C y el punto de 2,11% de carbono a 1147°C).
- También relacionado con la menor cantidad de carbono presente, la fracción de cementita que se forma antes de la transformación eutéctica a 727°C se reduce a medida que es menor la cantidad de carbono contenida por el acero. Se puede en este caso hacer también uso de la regla de la palanca para calcular su proporción sabiendo la concentración (C) de carbono que presenta:

$$\frac{C - 0,77}{6,67 - 0,77}$$

Una distinción a tener en cuenta en los aceros hipereutectoides en general es que, por lo tanto, existe cementita formada previamente a la transformación

eutectoide (austenita da lugar a cementita más ferrita) y, por lo tanto, no forma parte de la perlita. Ésta recibe el nombre de cementita proeutectoide, la cual también se forma en el caso concreto en que la proporción de carbono que presenta el metal es exactamente la eutectoide, es decir, 2,11% de C.

➤ **Aceros Hipoeutectoides.**

Los aceros hipoeutectoides antes de experimentar la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ son plenamente austeníticos. Dentro de estos aceros, con un contenido en carbono inferior al 0,77%, no todos evolucionan igual durante el enfriamiento, por eso, una buena forma de entenderlos mejor es llevando a cabo una división:

- Aceros hipoeutectoides con un contenido en carbono comprendido entre 0,0218% y 0,77%.

La transformación a partir de austenita no se produce a una temperatura fija, sino dentro de un rango de temperatura. La temperatura A_3 , que marca el comienzo de la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ depende del contenido de carbono de cada acero concreto. A esta temperatura comienza a formarse la ferrita (α) y, como la solubilidad del carbono en la ferrita es menor que en la austenita, algunos átomos de carbono son cedidos por la nueva ferrita al interior del grano de austenita. Esta transformación seguirá progresando hasta que se alcance la temperatura A_1 , punto crítico del acero, que será siempre igual a la temperatura eutectoide ($A_e=727^\circ\text{C}$).

Una vez alcanzada esta temperatura, la austenita sin transformar, que cuenta con un porcentaje de carbono notablemente superior al inicial, debido al carbono cedido de la ferrita, se transformará en perlita (ferrita + cementita). Esta perlita estará atrapada entre la ferrita proeutectoide, que será el constituyente matriz en aceros con contenido entre 0,55% de C y 0,77% de C. Mientras que en aquellos

aceros con un contenido menor de 0,55% de C, la ferrita presentará forma de cristales entremezclados con los cristales de perlita.

Gracias a las fórmulas que se presentan a continuación, se puede estimar la carga de rotura por tracción en un acero, sabiendo que el valor de la carga de rotura por tracción de la perlita es 800MPa y para la ferrita el valor es de 300MPa:

$$R_m = \frac{(800 p + 300 f)}{100} (MPa)$$

Donde “p” representa el porcentaje en peso de perlita presente en el acero y “f” el porcentaje en peso de ferrita presente en éste (al ser ambos porcentajes, son el uno complemento del otro y, por tanto, $f=100-p$):

$$R_m = 300 + 650C (MPa)$$

Esta fórmula se obtiene combinando la fórmula anterior, con la regla de la palanca para obtener el porcentaje de ferrita y perlita que contiene el acero en función de su contenido de carbono.

Posteriormente se verá que también se puede aumentar la resistencia de cualquier acero llevando a cabo un tratamiento térmico consistente en un enfriamiento rápido, de modo que, se disminuirá el tamaño de grano de la ferrita proeutectoide (no tendrá tiempo suficiente para formarse), resultando en un aumento del porcentaje de perlita, así como de la separación entre las láminas de cementita constituyentes de la propia perlita, y como consecuencia, se aumentará su dureza.

- Aceros hipoeutectoides con contenido en carbono menor de 0,0218% (0,022% en la Ilustración12).

Estos aceros comienzan la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ a la temperatura A_3 dibujada en el diagrama de la Ilustración 12 (pág. 47). Sin embargo, se debe tener en cuenta que el recrecimiento de la austenita (carbonos que son perdidos por la ferrita y que pasan a formar parte de los núcleos de los granos de austenita) será siempre menor del 0,77%C. Por lo tanto, la transformación alotrópica $\gamma \rightarrow \alpha$ finalizará a temperaturas A_1 mayores de 727°C.

2.2.2 Elementos Aleantes

Se ha visto cómo se forman los átomos Fe-C, las fases presentes en el diagrama y su estructura cristalina, sin embargo, la mayoría de los aceros contienen otros elementos aleantes e impurezas. Esta incorporación suele suponer la sustitución de átomos de hierro, si son de un tamaño similar y, en menor proporción, los átomos aleantes ocupan posiciones intersticiales si su tamaño es notablemente menor que los átomos de hierro (es el caso del nitrógeno).

La repercusión principal de estos elementos sobre la fase del diagrama a la que afectan es el desplazamiento de sus límites en el diagrama de fase Fe-C. Si los límites de solubilidad son excedidos, pueden llegar incluso a formarse nuevas fases.

Los elementos aleantes se clasifican generalmente en: elementos estabilizadores de austenita (Manganeso y Níquel, por ejemplo) y elementos estabilizadores de ferrita (Silicio, Cromo y Niobio), según expandan una fase u otra. Este comportamiento, comentado anteriormente para el hierro puro (elementos alfégenos y gammágenos), determina la influencia que cada elemento tiene sobre el diagrama Fe-C. El efecto de los elementos aleantes en este tipo de reacción es el desplazamiento de la temperatura eutectoide ($T_e = 727^\circ\text{C}$). A continuación se presentan ambos tipos:

➤ Elementos estabilizadores de austenita o gammágenos

Los elementos estabilizadores de austenita, o gammágenos, disminuyen la temperatura eutectoide ($T_e < 727^\circ\text{C}$), con el consecuente aumento del rango de temperatura en el cual la austenita es estable (ésta es por tanto estable para valores menores de temperatura).

Los elementos gammágenos (Mn, Ni, Co, N, Zn, Cu...) producen que la temperatura A_3 disminuya respecto a un acero con el mismo contenido en carbono pero sin presencia de elementos de aleación. Como la temperatura A_e (línea horizontal de temperatura A_e) no varía, el punto de intersección entre ambas (A_3 y A_{cm}) bajará y, por lo tanto, la temperatura y composición eutectoides también lo harán.

Como ejemplo se puede tomar el manganeso, cuyo efecto ha sido representado en la Ilustración 14 variando la cantidad en peso del mismo presente en el acero. En la imagen se puede observar las consecuencias anteriormente señaladas, así como que, causado por el desplazamiento de esta parte de la gráfica, un acero de 0,6%C, originalmente hipoeutectoide, puede pasar a ser hipereutectoide si su contenido de silicio es, por ejemplo, del 6,5% en peso.

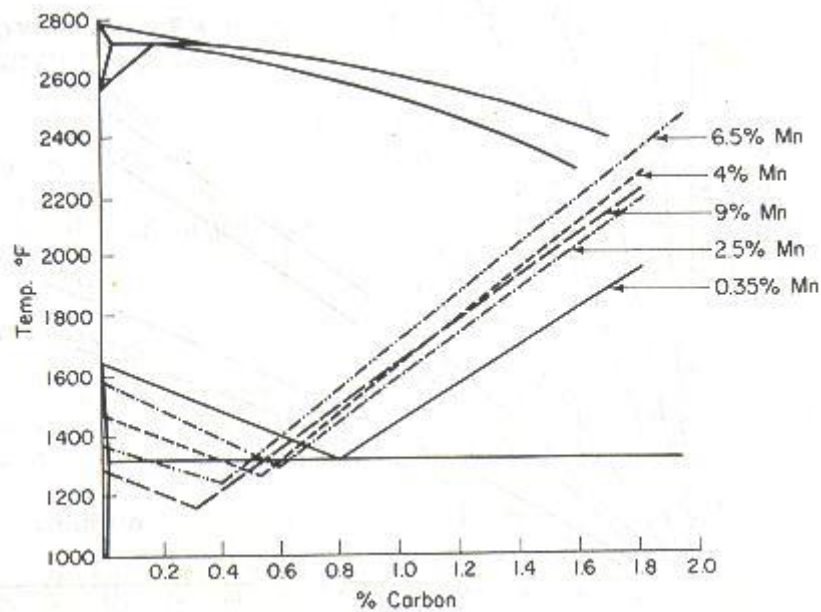


Ilustración 14. Efecto sobre el diagrama Fe-C de distintas proporciones de manganeso.

➤ Elementos estabilizadores de ferrita o alfégenos

En este caso, el efecto que tiene sobre la temperatura eutectoide es el inverso, es decir, provoca que ésta aumente ($T_e > 727^\circ\text{C}$), expandiendo por lo tanto el rango en el cual la ferrita es estable (como ocurría con la fase alfa ferrítica). Esta clase de elementos, los alfégenos (Cr, W, Mo, Si, Al, P, Sn...), provocan que, para un mismo contenido en carbono, el punto crítico A_3 corresponda a una temperatura más elevada, aumentando de forma proporcional al contenido del elemento alfégeno. Esto provoca también que el punto eutectoide se encuentre a una temperatura más elevada y para una concentración de carbono también mayor; al igual que sucedía con los elementos gammágenos, agregando la suficiente cantidad de un elemento aleante, se puede variar la posición del mismo con respecto al eutectoide, haciendo incluso que se trate de un tipo de metal u otro -hipoeutectoide, eutectoide o hipereutectoide- según la cantidad de elemento aleante. Así, por ejemplo, en la Ilustración 15 se ve la variación del diagrama provocado por la presencia de distintas cantidades de cromo, y como, si se toma como ejemplo un acero con 0,4% C (tomando 0,4 en el eje horizontal), pasaría, de ser hipereutectoide en caso de no contener cromo, a ser eutectoide en el caso de contener un 12% de cromo.

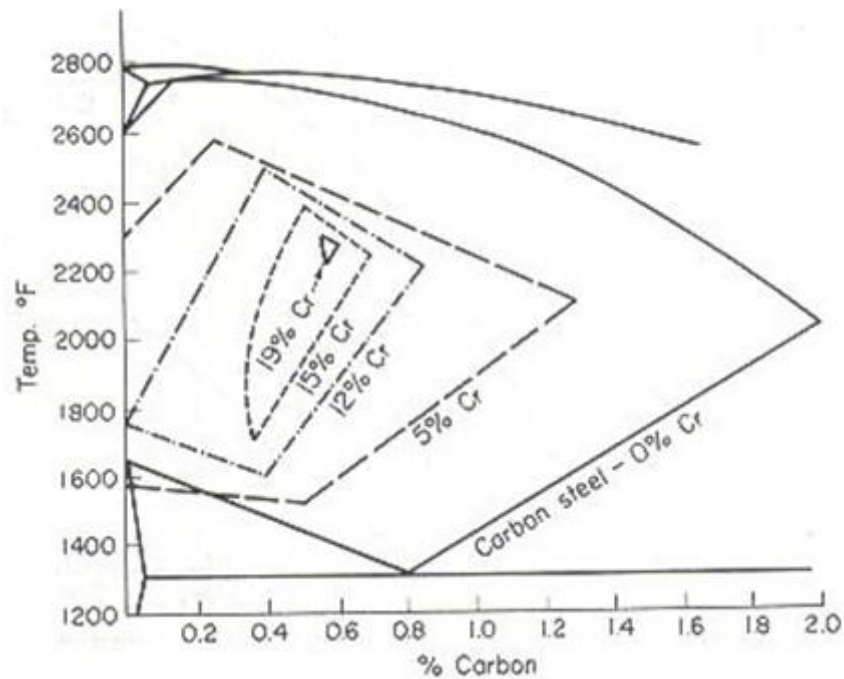


Ilustración 15. Efecto sobre el diagrama Fe-C de distintas proporciones de cromo.

Las dos siguientes imágenes (Ilustración 16 e Ilustración 17) recogen la influencia que algunos elementos aleantes tienen sobre la composición y temperatura eutectoides, lo que permite comparar sus diferentes influencias sobre el acero puro original.

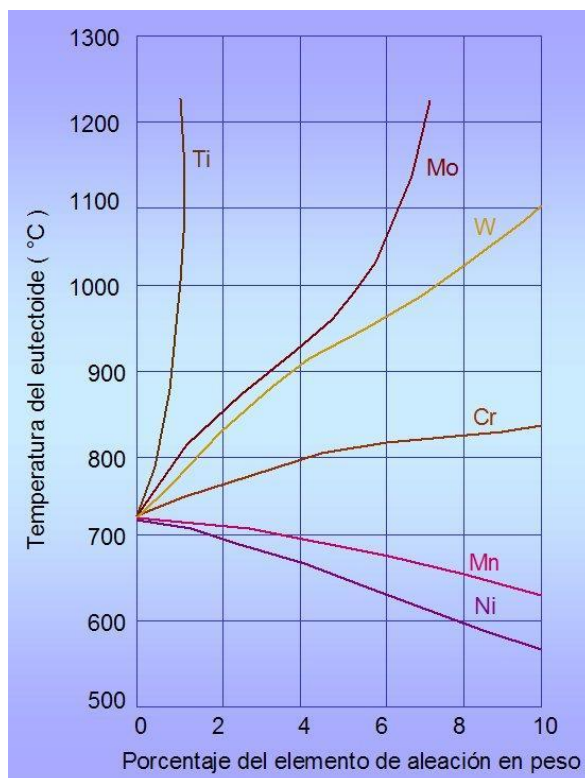


Ilustración 16²². Efecto de los elementos de aleación en la temperatura de transformación eutéctica

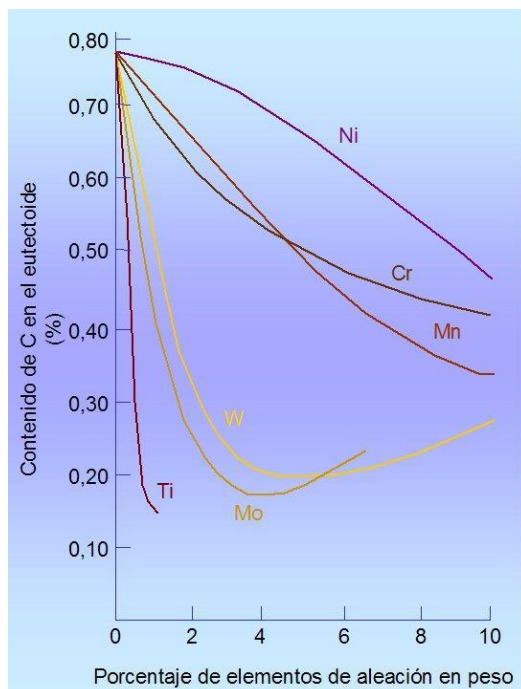


Ilustración 17²³. Efecto de los elementos de aleación en el contenido en carbono del eutéctico.

²² http://www.upv.es/materiales/Fcm/Fcm13/pfcm13_2_4.html

²³ http://www.upv.es/materiales/Fcm/Fcm13/pfcm13_2_4.html

2.2.3 Martensita.

El término “martensita” ha sido utilizado durante largo tiempo para designar la microestructura que se puede encontrar en piezas de acero templado. Sin embargo, actualmente este término se emplea enfatizando principalmente en la naturaleza del proceso de transformación en sí mismo más que en el producto de éste. Cabe tener en cuenta que la transformación martensítica también puede tener lugar en sistemas no ferrosos (metales como $Cu - Al$ y $Au - Cd$, u óxidos como SiO_2 y ZrO_2), incluyendo sistemas cerámicos.

La martensita es una fase única de no equilibrio y, por lo tanto, no aparece en el diagrama Fe-C de la Ilustración 12 (pág. 47). La martensita se forma a partir de austenita al enfriarse ésta rápidamente, sin difusión. La clave para identificar una fase martensítica, como ya ha sido mencionado, es la naturaleza de la transformación, en la que los átomos de la fase original se mueven de forma cooperativa, y casi simultánea, para efectuar la transformación.

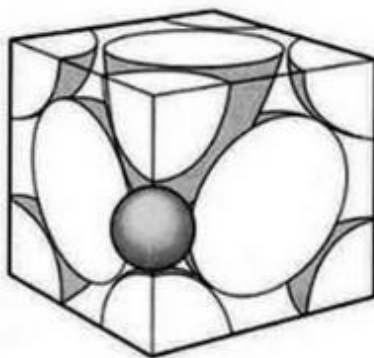
La martensita presenta una estructura cristalina propia, diferente que la fase original, la austenita, pasando de BCC a BCT (tetragonal centrada en el cuerpo). La transformación se produce sin difusión, es decir, no hay modificación de la composición química, tiene la misma composición, tanto en carbono como en elementos aleantes, que la austenita. La modificación de la estructura cristalina es debida al hecho de que, durante un proceso de enfriamiento rápido, los átomos de carbono no se distribuyen entre la austenita y la ferrita, sino que quedan atrapados en los huecos octaédricos de la estructura bcc de la austenita, de modo que modifica su forma. El tipo de celda unitaria propia de la martensita es estructura tetragonal centrada en el cuerpo, BCT (Body-Centered Tetragonal), que se diferencia de la BCC en que, en este caso, uno de los parámetros de red, " c_m " es mayor que los otros dos parámetros reticulares " a_m ", ambos con el mismo valor; a

diferencia de la estructura BCC, cuyos parámetros de red tienen todos el mismo valor.

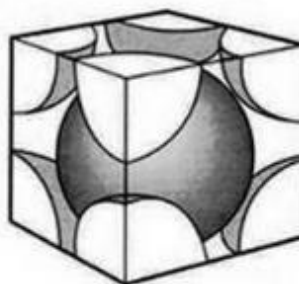
Ambos parámetros de la celda unidad martensítica pueden ser determinados, en función del contenido de carbono, C , empleando la siguiente fórmula:

$$\begin{cases} c_m = 2,86 + 0,116 C \text{ (Å)} \\ a_m = 2,86 - 0,013 C \text{ (Å)} \end{cases}$$

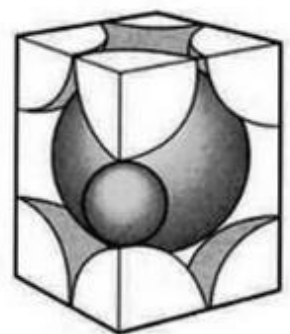
Queda claro, de estas dos ecuaciones que, a medida que aumenta el contenido de carbono, el parámetro c_m aumenta mientras el parámetro a_m disminuye. Cuanto mayor sea la concentración de carbono en la austenita previa, mayor número de espacios intersticiales son rellenados, de modo que la tetragonalidad aumenta. En la siguiente imagen se puede ver una representación simplificada de las celdas unitarias, así como apreciar la notable diferencia de espacio intersticial entre diferentes celdas:



Austenita FCC



Ferrita BCC



Martensita BCT

Ilustración 18. Comparación celda unitaria de martensita con austenita y ferrita.

La martensita presenta una elevada dureza (hasta 60 HRC) y, por lo tanto, una baja tenacidad, debida casi exclusivamente al carbono, y al aumento de la tetragonalidad que éste ocasiona, más que a la presencia de otros elementos aleantes. Así mismo, el gran número de dislocaciones que se producen en el interior de la martensita juega también un papel importante.

El rango de temperatura en el que la martensita se forma depende principalmente de la concentración de carbono en las aleaciones $Fe - C$, tal y como se observa en la Ilustración 19 que se recoge más abajo; produciéndose una modificación de las temperaturas de inicio, M_s (temperatura para la que se formaría un 1% de martensita), y de fin, M_f , de transformación martensítica a medida que varía la cantidad de carbono, haciendo que estas temperaturas se reduzcan a medida que el contenido de carbono aumenta.

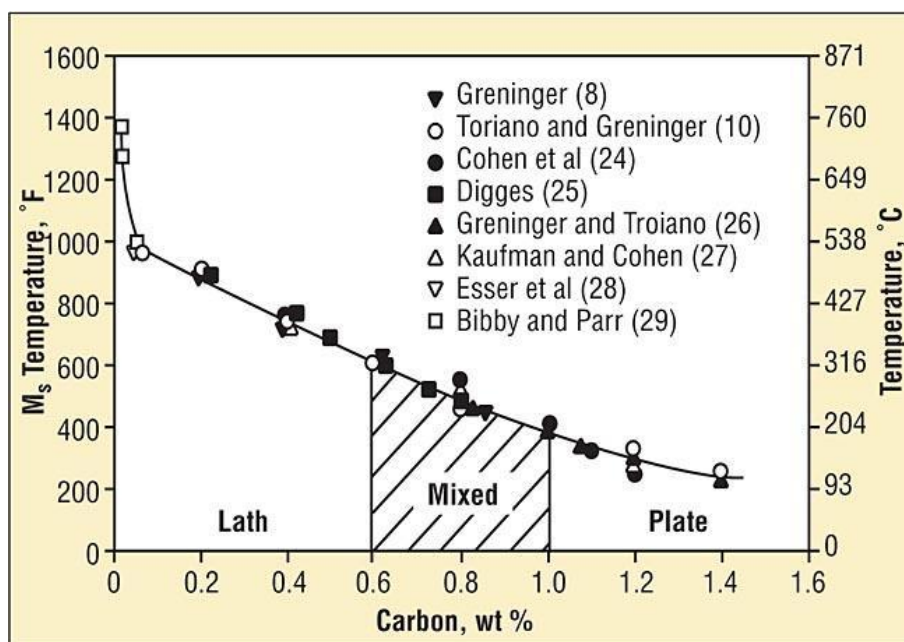


Ilustración 19²⁴. Rango de temperatura para la formación de las distintas morfologías de martensita.

²⁴ <http://www.industrialheating.com/ext/resources/IH/Home/Images/ih0611-htdr-fig2-lg.jpg>

Así mismo, en esta Ilustración 19 se pueden observar dos regiones que la dividen, que se refieren a los dos tipos de morfología que la martensita puede presentar, situadas por debajo de la línea que forma M_s , y ambas separadas por otra zona intermedia marcada con rayas. Esta zona intermedia que las separa es el rango para el cuál las dos morfologías coexisten. Las dos partes de la gráfica que aparecen a ambos lados de la zona que representa una morfología mixta, son las siguientes:

➤ Martensita acicular.

Situada en la zona de la izquierda de la Ilustración 19, se da para menores contenidos de carbono, se obtiene una mayor temperatura M_s y el tipo de morfología se denomina de cinta o acicular (“lath” en inglés, como se observa en la imagen). Se denomina así ya que las unidades de martensita que se forman en aceros de bajo y medio contenido en carbono adquieren forma de agujas o cintas paralelas unas a otras.

➤ Martensita en forma de placa

La otra zona que se distingue, en la zona derecha de la gráfica, se corresponde con mayores contenidos de carbono y menores temperaturas de M_s . La morfología que presenta esta martensita se denomina morfología de lámina o listón (“plate” en inglés). En esta segunda morfología, los planos se forman en matrices no paralelas. Otro hecho apreciable en estos aceros con alto contenido de carbono es que, debido a que las temperaturas M_s son bajas, muchas veces aparecen parches o manchas triangulares de austenita retenida entre los cristales de martensita.

➤ Zona intermedia

Es la zona comprendida entre 0,6% de C y el 1% de C. En este rango, se obtiene una mezcla de ambas morfologías. Según Kelly y Nutting²⁵, el factor determinante para que se forme una u otra morfología, es la temperatura de transformación, M_s . Si esta temperatura está por encima de la temperatura crítica de transformación, se obtendrá una martensita de tipo acicular. Sin embargo, si la temperatura M_s está por debajo de la temperatura crítica de transformación, la morfología será principalmente en forma de placas.

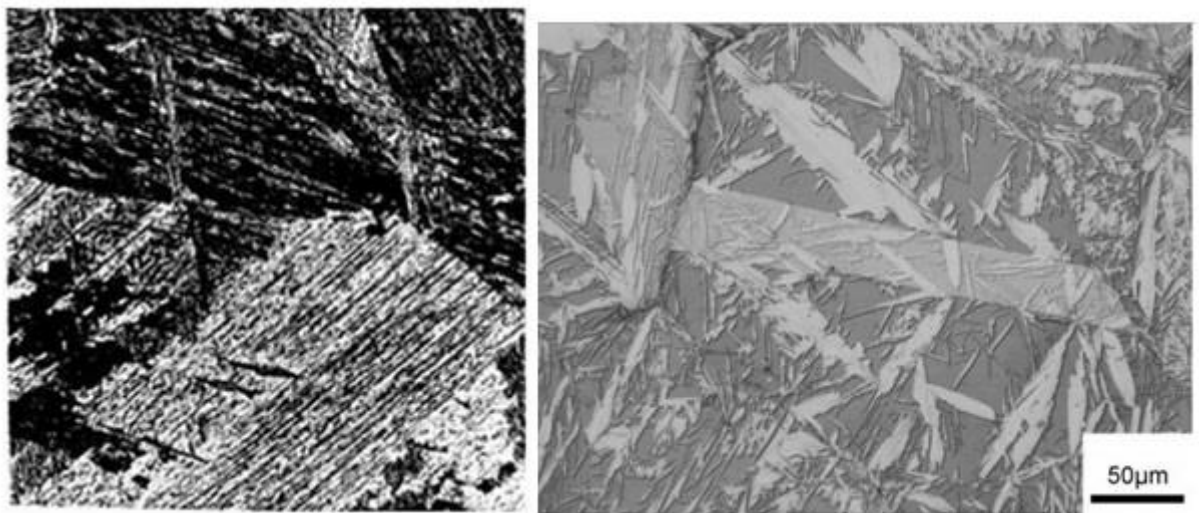


Ilustración 20. Martensita acicular (izquierda) y martensita en forma de placas (derecha).

Si observamos la Ilustración 20, en la imagen de la izquierda puede verse la forma de la martensita en cintas o agujas, mucho más fina, con un bajo contenido en carbono, así como los grupos de la misma orientación que forman (agujas o cintas en paralelo dentro de los grupos que forman). Y en la imagen de la derecha, son apreciables las placas o láminas, notablemente más gruesas, que forma esta martensita con un mayor contenido de carbono, y con orientaciones diferentes y sin ningún tipo de orientación paralela entre ellas.

²⁵ P.M. Kelly y J. Nutting, *Proc Roy Soc. London A*259 (1960):45

Así mismo, para tener una visión más clara de la correlación entre las fases que se forman según el contenido de carbono -lo que se puede conocer observando el diagrama de fase hierro-carbono- y los tipos de martensita presentes -también dependientes del contenido de carbono-, presentamos la siguiente imagen (Ilustración 21) que aúna ambas gráficas (por un lado el diagrama Fe-C, y por otro, el mismo tipo de diagrama presentado en la Ilustración 19 con los rangos de temperatura y contenido de carbono para cada tipo de martensita) y permiten visualizar y comprender con mayor facilidad los diversos conceptos:

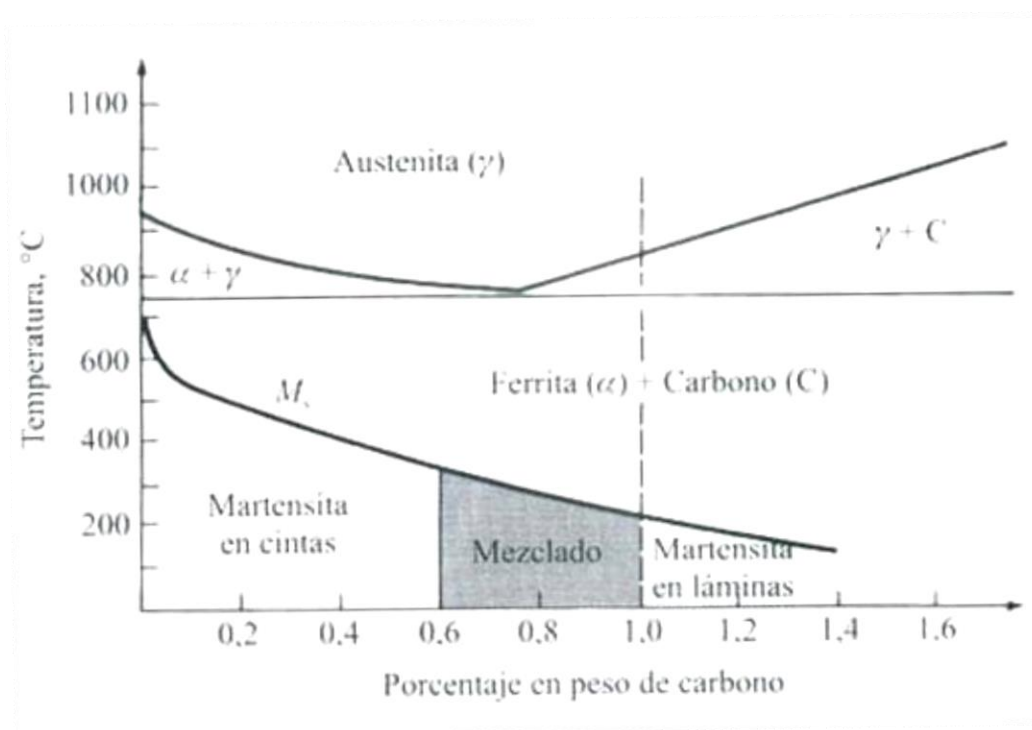


Ilustración 21²⁶. Representación de la gráfica Fe-C y gráfica los rangos de las diferentes morfologías de martensita superpuesta sobre la anterior.

2.2.4 Perlita

En ocasiones, la austenita binaria eutectoide (contiene 0,77%C) que se encuentra a una temperatura superior a A_{e3} (temperatura eutectoide), es

²⁶ <http://cosmolinux.no-ip.org/uned/figura44.jpg>

sumergida en algún medio que se encuentra a una temperatura constante, próxima pero por debajo de esta temperatura A_3 . Esto produce el comienzo de la transformación de la austenita hasta que se transforma totalmente en perlita, siguiendo el proceso ya explicado anteriormente de nucleación y crecimiento. A esta temperatura constante, a pesar de que son en realidad los núcleos de cementita los que comienzan la transformación perlítica, se puede decir que los núcleos de perlita –ferrita y cementita- se forman cooperativamente. También el crecimiento de la perlita tiene lugar de modo simultáneo y cooperativo, dando como resultado perlita con láminas alternas de cementita y ferrita que van creciendo gradualmente.

Cuanto más baja sea la temperatura a la que se lleva a cabo esta transformación isotérmica, menor tamaño tendrán los núcleos de cementita que se formen y, consecuentemente, también los de ferrita. Esto dará como resultado una menor distancia entre núcleos, y por lo tanto, un menor tamaño de láminas de ferrita y cementita que componen la perlita, resultando así ésta más fina, dura y resistente.

De este modo, según la temperatura que se seleccione para la transformación isotérmica, la perlita que se forme será diferente:

- Perlita Gruesa (726°C – 650°C).

La separación entre láminas de ferrita y cementita es de 0,25 - 0,5 μm y su carga a rotura (R_m) es de unos 800MPa.

- Perlita Fina (650°C – 600°C).

En este caso, la separación entre láminas se reduce a un rango de 0,1 – 0,2 μm . Su carga a rotura (R_m) se aumenta, encontrándose dentro del rango 1100-1250 MPa.

➤ Trostita (550°C – 500°C).

Es la formada a temperaturas más bajas de las tres, por lo que presenta una distancia menor entre láminas, alrededor de $0,1\ \mu m$, y una carga a rotura (R_m) mayor que las anteriores, de entre 1400 y 1650 MPa. Además, su dureza se sitúa entre 400 y 500 Brinell y su alargamiento entre el 5% y el 10%.

En la siguiente figura (Ilustración 22) pueden observarse los tiempos de transformación de la perlita en función de la temperatura a la que se lleve a cabo el proceso isotérmico. Cuanto menor es la temperatura, más rápido será el proceso, hasta un punto máximo (el extremo izquierdo de la nariz de la curva) a partir del cual vuelve a decrecer la velocidad. El aumento de la rapidez se debe a que, a medida que disminuye la temperatura, disminuye también el tamaño crítico de los núcleos de perlita, como ya se ha comentado antes. Sin embargo, a medida que se disminuye la temperatura, también se reduce la difusividad, por lo que, se ralentiza la difusión del carbono y se requiere un mayor tiempo para formar los núcleo de perlita. Esta ralentización se convierte en dominante por debajo de la temperatura cuyo valor corresponde con el máximo de la nariz, lo que hace que vuelvan a aumentarse los tiempos de transformación.

Así mismo, aparecen representadas las curvas que nos marcan el progreso de la transformación desde el 1% al 99%, así como que sus máximos no se producen a la misma temperatura. Esto es debida a los dos efectos opuestos que afectan a la nucleación y el crecimiento al reducir la temperatura, ambos ya mencionados anteriormente: la reducción del diámetro del núcleo y la menor difusividad de los átomos de carbono.

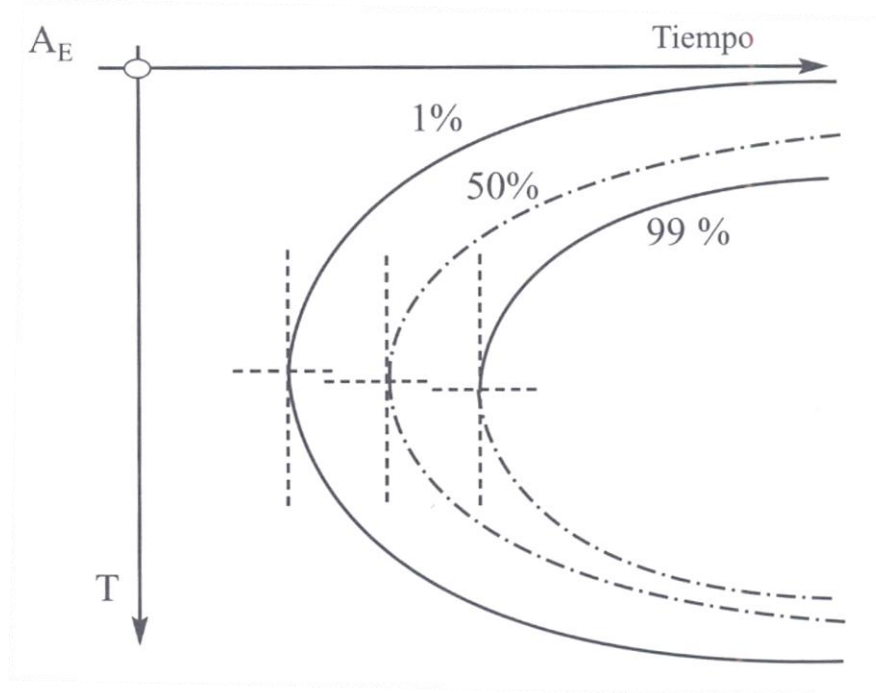


Ilustración 22²⁷. Cinética de la transformación en estado sólido: curva "C".

Por otro lado, si la composición del acero no es eutectoide, como fase previa se producirá la formación de alguno de los productos proeutectoides –ferrita proeutectoide o cementita proeutectoide- según sea acero hipoeutectoide o hipereutectoide.

Por ejemplo, en el caso de un acero hipoeutectoide, entre la temperatura en que comienza la formación de ferrita y la temperatura de transformación isotérmica seleccionada, comenzará a formarse ferrita proeutectoide, y posteriormente la austenita restante dará lugar a perlita (ferrita + cementita). Sin embargo, si la temperatura de la transformación está por debajo del máximo de la curva "C", como la mostrada en la Ilustración 22 es decir, la nariz de la curva, no se formará ferrita proeutectoide, sino que toda la austenita se transformará en perlita diluida, con mayor proporción de ferrita –se estudiarán las curvas "C" más adelante para las transformaciones isotérmicas-.

²⁷ "ACEROS: METALURGIA FISICA, SELECCION Y DISEÑO" JOSE ANTONIO PERO-SANZ ELORZ (2000). (Pag 56)

Lo mismo sucederá en el caso de los acero hipereutectoides, pero en este caso se formará cementita proeutectoide en lugar de ferrita proeutectoide.

Una situación diferente se da cuando la temperatura de transformación es menor que la que corresponde a la curva “C” mostrada en la ilustración anterior. En este caso concreto, la temperatura será tan baja que la difusividad no será suficiente para que los átomos de carbono emigren de la austenita, por lo que no se formarán núcleos de cementita, y por tanto no se formará perlita.

Este acero experimentará una transformación de gamma-alfa ya que está por debajo de la temperatura eutectoide, por lo que se formarán núcleos de ferrita a partir de parte de la austenita, dando lugar a una nueva estructura: la bainita.

2.2.5 Bainita.

La bainita, al igual que otros constituyentes microestructurales ya discutidos, se forma durante el tratamiento térmico de aceros. La decisión de explicar la bainita en último lugar se debe a que es constituyente microestructural que surge bajo condiciones de enfriamiento continuo o condiciones isotérmicas de transformación intermedias entre las condiciones de formación de la perlita y de la martensita. En relación con este hecho, la bainita presenta similitudes estructurales con ambas microestructuras, tanto la perlita como la martensita.

De forma similar a la perlita, la bainita es una mezcla de las fases ferrita y cementita y, por lo tanto, dependiente de la distribución de carbono entre ambas

fases. Sin embargo, difiere de la perlita en que la ferrita y la cementita presentes no toman una forma de matrices lamelares/laminares, sino que, en este caso, igual que sucede en la martensita, toman forma de cintas o listones, conteniendo una estructura de dislocación, y por lo tanto, en cierto modo, la formación de bainita implica tanto difusión como cizalladura. La bainita presenta principalmente dos morfologías:

➤ Bainita Superior.

Tras comenzar la transformación gamma-alfa, la nueva ferrita acicular formada cede parte del carbono, el cual se va acumulando entre la austenita y las agujas de ferrita formadas. Cuando suficiente carbono se ha acumulado, la cementita comienza a precipitar, dando lugar a lo que se denomina bainita superior, la cual, en consecuencia, y tal y como se ha mencionado anteriormente, está también compuesta por ferrita y cementita, igual que la perlita, pero en este caso, la ferrita es el constituyente rector.

La bainita superior se forma en rangos de temperatura inmediatamente inferiores a los de formación de perlita (400°C – 500°C). La microestructura que presenta la bainita superior está formada por finas placas de ferrita de alrededor de 0.2 μm de espesor y 10 μm de longitud que crecen en grupos (Ilustración 23 1)).

➤ Bainita Inferior.

Se forma a temperaturas muy similares a las temperaturas de formación de la martensita (M_s), siendo ligeramente superiores (250°C – 400°C). Con características cristalográficas y una microestructura muy similares a la bainita superior (Ilustración 23 2)), el principal rasgo que diferencia a ambas es que, en el caso de la bainita, las partículas de cementita precipitan también dentro de las placas de ferrita, ya que la difusividad del carbono es demasiado baja. Esto produce como resultado una red alfa distorsionada.

La bainita inferior con la misma composición que la superior resulta más dura, dependiendo este valor también del contenido de carbono y la temperatura de formación. Así mismo, resulta más tenaz que la martensita para aceros con alto contenido en carbono (0,6%-0,7%), por lo que muchas veces es el tipo de estructura buscada mediante un tratamiento térmico denominado austempering.

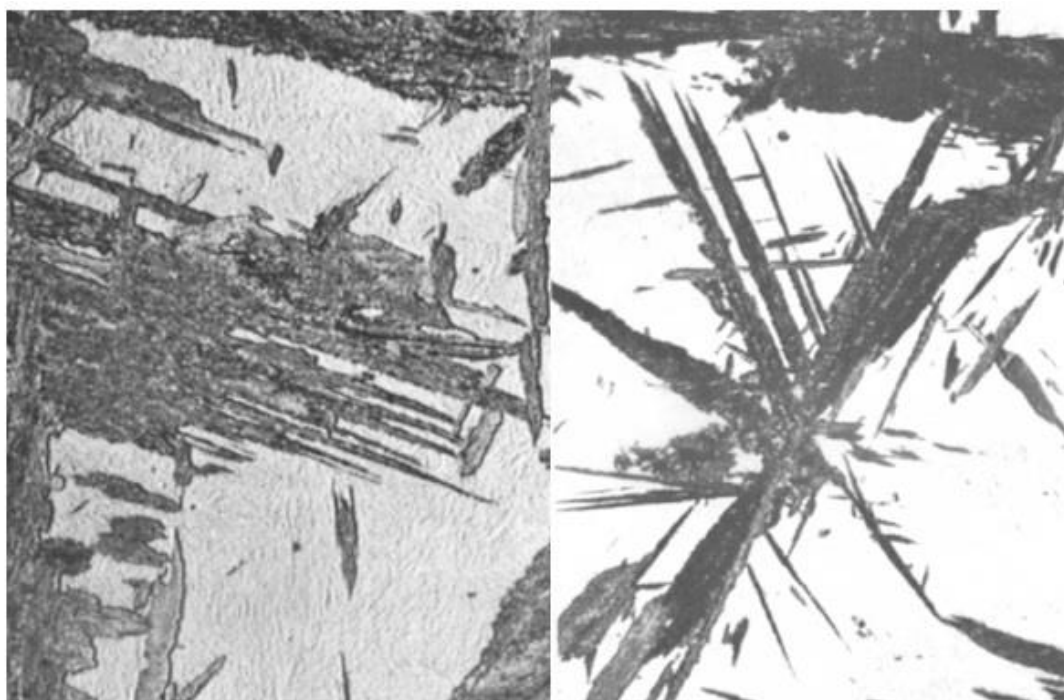


Ilustración 23²⁸. Muestras de la microestructura de 1) Bainita Superior y 2) Bainita Inferior

1)

2)

En ambos casos, la separación entre las láminas de ferrita es menor que en el caso de la perlita, así como el tamaño de los carburos precipitados, por otro lado, la dispersión y en número de dislocaciones en el interior de la ferrita son mayores. Esto da como resultado que la dureza de la bainita sea superior al de la perlita muy fina, y esta dureza será aún mayor cuanto más baja sea la temperatura isotérmica a la que se ha llevado a cabo la transformación. En el caso de la bainita inferior la dureza es menor, como consecuencia de esta menor temperatura, presentando una dureza de entre 40 y 60 HRC.

²⁸ http://www.upv.es/materiales/Fcm/Fcm07/pfcm7_3_3.html



Universidad
Carlos III de Madrid
www.uc3m.es



2.3 Diagramas TTT.

2.3.1 Introducción.

En este apartado se describirán los diagramas que han sido desarrollados para definir e identificar los procesos que siguen las transformaciones de austenita para obtener diferentes mezclas de ferrita y cementita.

Ambos tipos de diagramas: IT (Isothermal Transformation) y CCT (Continuous Cooling Transformation) permiten seleccionar los aceros y diseñar los tratamientos térmicos más adecuados que, o bien producirán las microestructuras de ferrita y cementita deseadas, en base a los usos o requerimientos a nuestros aceros en cada caso concreto, o bien ayudarán a evitar transformaciones controladas por difusión.

2.3.2 Diagramas de Transformaciones Isotérmicas (IT).

Los diagramas que definen la transformación de la austenita como función del tiempo a temperatura constante reciben el nombre de diagramas de transformación isotérmica (IT).

El diagrama IT para acero eutectoide con contenido aleante despreciable es bastante directo, y ya se ha presentado en apartados anteriores aunque sin centrarse en su estudio. Por encima del máximo de la nariz del diagrama IT sólo perlita se formará, y por debajo de ésta sólo se obtendrá bainita. Los rasgos más importantes y característicos del diagrama son las curvas que definen el inicio y final de la formación de perlita o bainita.

Para los aceros cuyo contenido en carbono es diferente, está por encima o por debajo, de aquél en el acero eutectoide, así como los aceros de aleación, los diagramas de transformación varían; son más complejos.

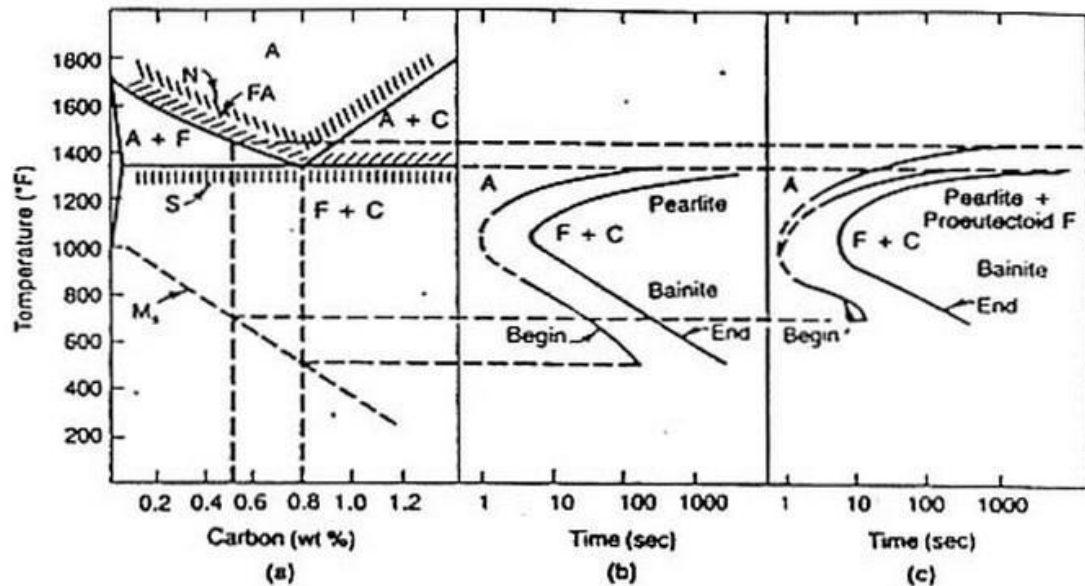


Ilustración 24²⁹. Relación con (a) el diagrama Fe-C de los diagramas IT de (b) acero eutectoide y (c) acero hipoeutectoide conteniendo 0,5% de carbono.

La Ilustración 24 permite observar diagramas IT esquemáticos para acero eutectoide y un acero al carbono hipoeutectoide con un contenido de 0,5% de carbono, así como su relación con el diagrama hierro-carbono. Las curvas de principio y fin de formación de perlita se aproximan a la temperatura Ae_1 -la temperatura Ae_1 representa el mínimo valor de temperatura para el cuál se forma cementita, es decir, comienza a formarse ésta, y la letra “e” indica que la transformación es en condiciones de equilibrio- para tiempos de transformación muy grandes y se mueven hacia tiempos de transformación menores a medida que decrece la temperatura.

El diagrama IT para el acero hipoeutectoide tiene una curva más, que señala el comienzo de formación de ferrita proeutectoide. Esta curva se aproxima a la temperatura Ae_3 (Ae_3 se define como la temperatura más baja para la cual la

²⁹ http://dc385.4shared.com/doc/X43ng6Gz/preview_html_m405e1610.jpg

estructura austenítica monofásica es estable y, por lo tanto, a la cual comienza la transformación de austenita a austenita+ferrita) para un acero con un 0,5% de carbono a medida que el tiempo de transformación aumenta.

Aceros hipoeutectoides con menores contenidos de carbono tienen mayores valores de A_{c3} (temperatura a la cual la transformación de ferrita en austenita es completada) y, por lo tanto, las zonas de ferrita proeutectoide coexisten con austenita. De forma análoga, los aceros hipereutectoides presentan diagramas IT con curvas que señalan el inicio de formación de la fase proeutectoide que, en ese caso, no será ferrita sino cementita.

La Ilustración 24 permite asimismo apreciar otras diferencias entre los diagramas IT para los aceros eutectoides e hipoeutectoides. Una de estas diferencias es la temperatura de inicio de transformación martensítica, M_s (se corresponde con línea horizontal en la base de la nariz), que, cuanto menor es su contenido en carbono, mayor es el valor de su temperatura M_s .

Otra diferencia es la aceleración, aumento de la velocidad, de la transformación austenítica a medida que disminuye el contenido en carbono, tal y como se observa por la posición de la nariz del acero hipoeutectoide, la cual muestra tiempos menores para las reacciones en relación con la del acero eutectoide -la nariz de la curva del acero hipoeutectoide, "c)", se encuentra ligeramente desplazada hacia la izquierda, hacia tiempos menores, en comparación con la del acero eutectoide, "b)".

Los diagramas IT son normalmente producidos a partir de la examinación cristalográfica de series de especímenes mantenidos durante varios períodos de tiempo a diversas temperaturas entre A_{e3} y M_s . Generalmente, se requieren más de cien especímenes para determinar un diagrama IT completo para un acero

concreto.

2.3.3 Diagramas de Transformación por Enfriamiento Continuo (CCT).

Este tipo de diagramas representa la transformación de austenita durante el enfriamiento a varias velocidades, lo que permite representar los diversos tratamientos térmicos en acero que se llevan a cabo por enfriamiento continuo en vez de manteniendo la temperatura constante.

Normalmente este tipo de diagramas reciben el nombre de diagramas CC (Continuous Cooling) o de enfriamiento continuo, o CT (Cooling Transformation) o de transformación por enfriamiento. En general, el enfriamiento continuo modifica el comienzo de formación de austenita hacia temperaturas más bajas y tiempos mayores. A medida que decrece el ritmo o velocidad de enfriamiento la austenita se transforma en microestructuras que contienen crecientes cantidades de perlita. Esto implica un decrecimiento de la dureza del material, asociada a la sustitución de martensita por perlita para menores velocidades de enfriamiento.

Se puede observar la curva CCT para un acero eutectoide que representa la Ilustración 25, en la cual se representan varias curvas, cada una correspondiente a un tipo de enfriamiento, con una velocidad diferente:

➤ Curva A.

Representa un enfriamiento lento, por ejemplo dejando que el acero se enfríe dentro del propio horno. Esta velocidad de enfriamiento da como resultado una microestructura formada por perlita gruesa.

➤ Curva B.

La velocidad de enfriamiento es algo superior a la anterior, por ejemplo, empleando el aire como medio de enfriamiento, es decir, apagar el horno y sacar la pieza fuera del mismo para su enfriamiento. En este caso, la microestructura que se forma es también perlítica, pero a diferencia de la anterior, es perlita fina.

➤ Curva C.

Esta velocidad de enfriamiento es mayor que la precedente y se obtiene, por ejemplo, al sumergir la pieza en aceite para su enfriamiento. La microestructura que resulta en este proceso es una mezcla de martensita y perlita fina. Este hecho es debido a que la perlita fina comienza a formarse a partir de la martensita, sin embargo no tiene tiempo suficiente para completar totalmente la transformación, por lo que parte de la martensita se mantiene presente en la microestructura final.

➤ Curva D.

Es la curva de mayor velocidad de enfriamiento de las presentes en la Ilustración 25. En este caso, se produce una microestructura totalmente martensítica y se produciría, por ejemplo, al sumergir la pieza en agua, que da lugar a un enfriamiento más rápido que el aceite.

➤ Curva E.

Esta curva, cuya velocidad es algo menor que la de la curva D pero mayor que la de la curva C, se denomina *velocidad crítica de enfriamiento*, ya que es la menor velocidad a la que se forma una microestructura totalmente martensítica. A velocidades de enfriamiento inferiores la microestructura es, como en el caso de la

curva C, una mezcla de perlita fina y martensita, variando la proporción de cada una de las dos fases en función de la velocidad de enfriamiento a que se somete la pieza.

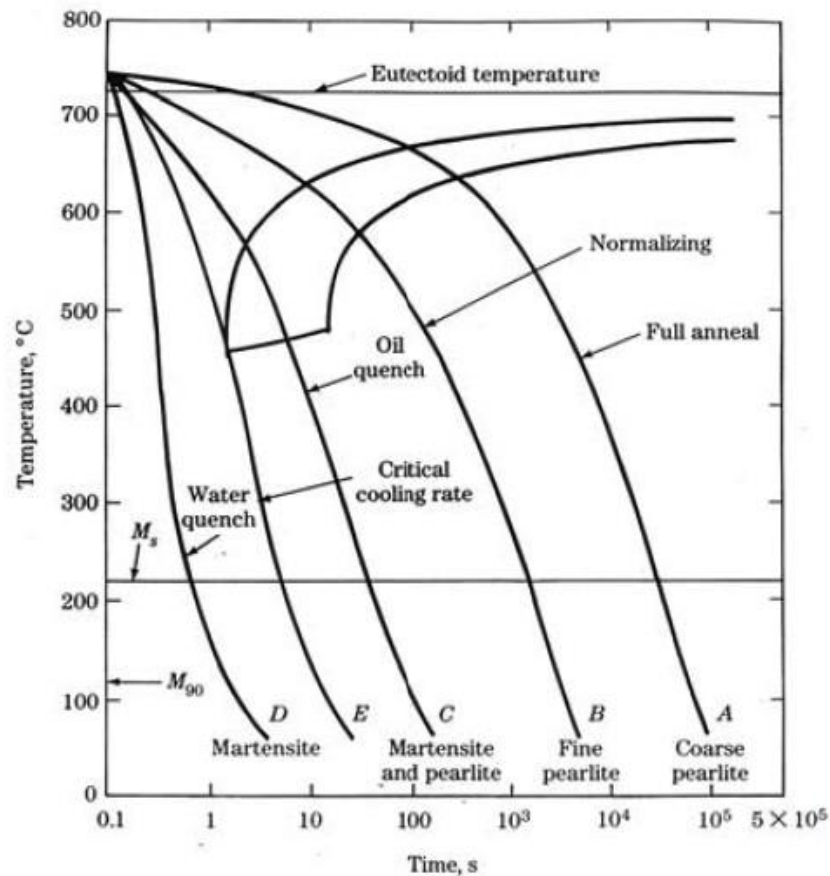


Ilustración 25³⁰. Diagrama CCT para acero eutectoide.

En aceros hipoeutectoides se emplea otra curva, en la cual, según la velocidad de enfriamiento, se puede determinar la microestructura final, igual que en el acero hipoeutectoide. En este caso, podemos obtener ferrita proeutectoide+perlita, o perlita+bainita+martensita, variando la proporción de cada una de las fases presentes en el acero con la variación de la diferencia de enfriamiento.

³⁰ <http://www.navachina.com/forging/forging.gifs/paths.jpg>

Se ha tratado en diversas ocasiones de buscar la correlación existente entre los diagramas IT y los diagramas CCT para poder derivar estos últimos a partir de los diagramas isotérmicos. Sin embargo, ha sido probado que a partir de este tipo de correlaciones y derivaciones de diagramas CCT partiendo de los diagramas IT para el mismo acero, no se obtienen resultados correctos, y por tanto, tal relación no ha podido ser probada. Algunas de las características que definen a un diagrama CT y que no encuentran su equivalente en el diagrama IT son:

- A. Descenso de la temperatura M_s para velocidades de enfriamiento lentas. Este hecho es debido al rechazo de carbono en la austenita a medida que las estructuras ferríticas y austenítica se forman durante el enfriamiento. La austenita no transformada, por lo tanto, tiene mayor concentración de carbono y una temperatura M_s menor.
- B. El revenido de martensita tiene lugar durante el enfriamiento a partir de la temperatura M_s hasta, aproximadamente 204°C. Es más común en aceros de bajo contenido en carbono con temperaturas M_s elevadas. Esto resulta en la presencia de martensita para un amplio rango de temperaturas para el enfriamiento. Durante este tiempo de enfriamiento el carbono tiene suficiente movilidad para formar carburos característicos de la martensita revenida.
- C. Predominancia de la bainita como producto de la transformación. Esta prevalencia está fomentada por determinados elementos aleantes, sobre todo el molibdeno.
- D. Gran variedad y complejidad de microestructuras. Debido principalmente a la creciente fineza y entremezcla en los productos de la transformación de austenita, a medida que ésta tiene lugar a temperaturas de enfriamiento menores.

E. Inesperada presencia de ferrita en aceros con alto contenido en carbono. En ocasiones se observa la formación de ferrita proeutectoide en aceros con alto contenido en carbono, en los cuales lo normal sería esperar encontrar cementita proeutectoide. La causa puede buscarse en el hecho de que no todos los carburos se disuelvan durante la austenización, y como resultado, parte del carbono queda retenido en las partículas de carburo, haciendo que la austenita tenga un contenido en carbono menor de lo esperado, aproximándose a aquel del acero hipoeutectoide.

Otra característica observable en los diagramas CT y que lo diferencia de los diagramas IT, es la brecha que se puede observar en los diagramas CT. Esta brecha representa el rango de temperatura para el cual no tiene lugar ningún tipo de transformación durante el enfriamiento. Esto puede ser debido al enriquecimiento de la austenita durante el enfriamiento a medida que la ferrita de alta temperatura se forma, y/o a cambios en los tiempos de incubación para la nucleación de perlita y bainita durante el enfriamiento. Puede observarse esta brecha, y las diferencias entre los diagramas IT y CT para el acero eutectoide en la Ilustración 26.

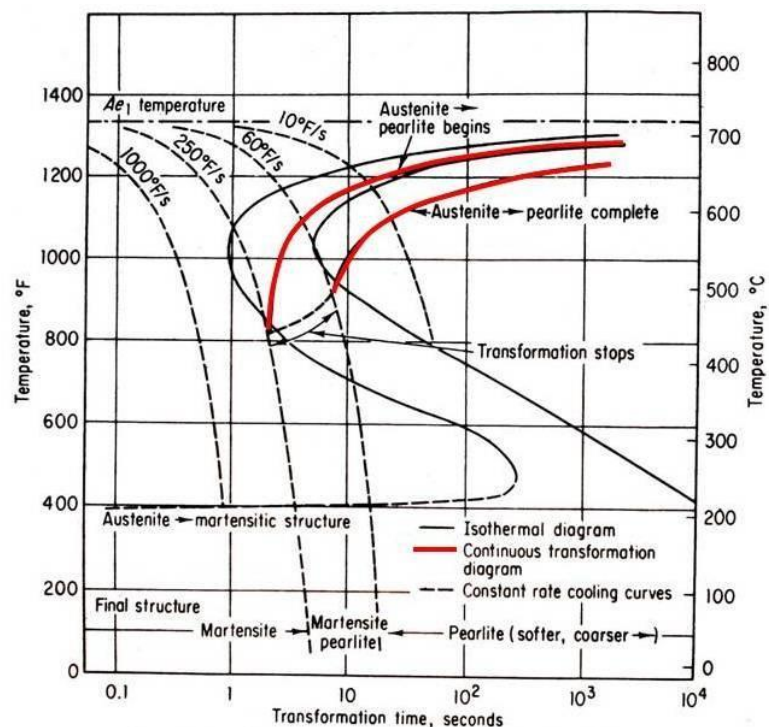


Ilustración 26³¹. La línea continua fina representa el diagrama IT y la línea roja, el diagrama CT, ambas para acero eutectoide.

Dadas estas diferencias entre los diagramas de transformación, y por tanto, la imposibilidad de obtener los diagramas CT a partir de los diagramas IT, los diagramas de transformación por enfriamiento continuo deben determinarse de forma experimental. En el caso de aceros de aleación los diagramas CT resultan ser más complicados que aquel del acero eutectoide, mostrado en la Ilustración 26.

³¹ <http://practicalmaintenance.net/wp-content/uploads/Continuous-Cooling-Transformation-C-T-Diagram.jpg>

2.2.4 Tratamientos Térmicos.

Los tratamientos térmicos son un conjunto de calentamientos y enfriamientos que permiten, antes del proceso final de endurecimiento, obtener las fases y microestructuras deseadas, y por tanto, alcanzar las propiedades físicas buscadas.

A través de cada uno de los tratamientos térmicos que a continuación se tratarán, se favorece o consigue la formación de uno o varios tipos de fases previamente estudiadas, según el tratamiento concreto en cada caso. Estas fases presentarán a su vez una microestructura concreta en función también del tratamiento experimentado, y por lo tanto, el material final, dependiendo de las fases y sus microestructuras, presentará un comportamiento mecánico concreto.

El objetivo de esta sección es conocer qué se busca, qué fases y microestructuras, en cada caso concreto para, en función de las propiedades buscadas, seleccionar el tratamiento a aplicar, o en caso de que sean materiales ya tratados, poder seleccionar el acero más adecuado en función de los requerimientos. También se explicará en qué consiste cada uno de los procesos, no sólo su resultado final.

2.2.4.1 Austenización.

Este tratamiento suele ser el paso previo a muchos de los tratamientos térmicos aplicados posteriormente y que se verán más adelante. La austenización consiste en calentar el acero para que tenga una estructura austenítica, y a partir de este punto, llevar a cabo un enfriamiento que transforme la austenita en los constituyentes deseados.

El acero se calienta por encima de la temperatura A_3 (ver Ilustración 12, pág. 47) para favorecer la transformación de ferrita y cementita en austenita, de modo que se está haciendo referencia a la zona del diagrama hierro-carbono en la que la

austenita es la única fase presente. El proceso de transformación que sufre la microestructura durante el calentamiento es la opuesta que la explicada anteriormente para el proceso de enfriamiento, la ferrita absorbe los átomos de carbono perdidos por la cementita transformándose en austenita.

Se debe tener en cuenta durante este proceso la variación de volumen que se produce durante la transformación alfa \rightarrow gamma, que da como resultado una reducción del volumen. Este hecho podría originar tensiones y deformaciones, de modo que el calentamiento antes de alcanzar la temperatura eutectoide ($A_e = 727\text{ }^{\circ}\text{C}$) debe ser lento y lo más uniforme posible.

Posteriormente se verán de forma más detallada los tratamientos, pero en general se pueden clasificar, al igual que los diagramas TTT, en tratamientos de enfriamiento continuo o tratamientos de enfriamiento isotérmico.

La estructura micrográfica final que presentará el acero tras el tratamiento, estará determinada principalmente por los siguientes factores:

1) Severidad del medio refrigerante.

La capacidad de enfriamiento del medio refrigerante será determinante para la velocidad de enfriamiento, y por lo tanto para la microestructura final obtenida. La ley de Newton permite cuantificar la velocidad de flujo de calor a través de las superficies del metal y el refrigerante en contacto mediante la siguiente fórmula:

$$q = A (T_S - T_M)$$

Donde: T_S es la temperatura de la superficie de la pieza de acero. T_M es la temperatura que tiene el medio refrigerante y A es el coeficiente de conductividad

térmica de las dos caras (refrigerante y acero) en contacto. El valor de A puede variar durante el enfriamiento.

2) Tamaño de la pieza a tratar.

Este factor determinará principalmente la velocidad de enfriamiento, pero también será importante para la uniformidad de enfriamiento, y por tanto, para la uniformidad de la microestructura. Si se tienen dos piezas cilíndricas con diámetros diferentes, la pieza con mayor diámetro tendrá una mayor cantidad de calorías que ceder, ya que son proporcionales al volumen, pero también cederá una mayor cantidad de calor al medio, ya que es proporcional a la superficie lateral. La relación entre volumen y superficie es: $\frac{Volumen}{Superficie} = \frac{D_1}{4}$, por lo tanto, la relación entre la cantidad de calor almacenado en el volumen y la cantidad de calor que la superficie lateral puede ceder, es directamente proporcional al diámetro.

3) La curva TTT propia de cada acero concreto.

Según la curva TTT que presente el acero –tal y como ya se ha visto anteriormente, las curvas varían en función de la composición del acero- se podrán obtener una serie de fases, con una microestructura y características concretas, que probablemente variarán con respecto a otros aceros con composiciones diferentes. Así mismo, como ya se ha hecho referencia, la velocidad de enfriamiento determinará la zona del diagrama donde se situará.

2.2.4.2 Recocido (Annealing).

Este tipo de tratamiento térmico se emplea para suavizar las microestructuras del acero, y por lo tanto, conseguir que tengan una menor dureza y mayor

ductilidad. Se trata de obtener, en la mayoría de casos, un material más blando, que sea más fácil de trabajar en frío. Así mismo, se busca conseguir homogeneizar la microestructura y afinar el grano para facilitar dichos tratamientos de mecanizado posteriores.

Podría explicarse como un tratamiento térmico consistente en una fase de calentamiento del acero por encima de la temperatura de transformación a fase austenítica, y a continuación una fase de enfriamiento lento.

Existen varios tipos de recocido, según la temperatura a la que se lleven a cabo, y por lo tanto, el resultado del tratamiento:

2.2.4.2.1. Recocido completo.

El recocido completo se lleva a cabo calentando el acero hasta alcanzar la zona monofásica de austenita, seguido de un enfriamiento lento, normalmente en horno en los rangos críticos de temperatura mostrados en la Ilustración 27. En esta imagen pueden observarse los rangos de temperatura para diversos tratamientos térmicos, los cuales involucran austenización, superpuestos en un diagrama hierro-carbono. Como es apreciable en dicha ilustración, la temperatura para el recocido completo es función del contenido de carbono del acero, situándose por encima de la temperatura A_3 (límite superior de la zona bifásica de austenita y ferrita) para aceros hipoeutectoides y por encima de la temperatura A_{321} (límite de la perlita) para aceros hipereutectoides.

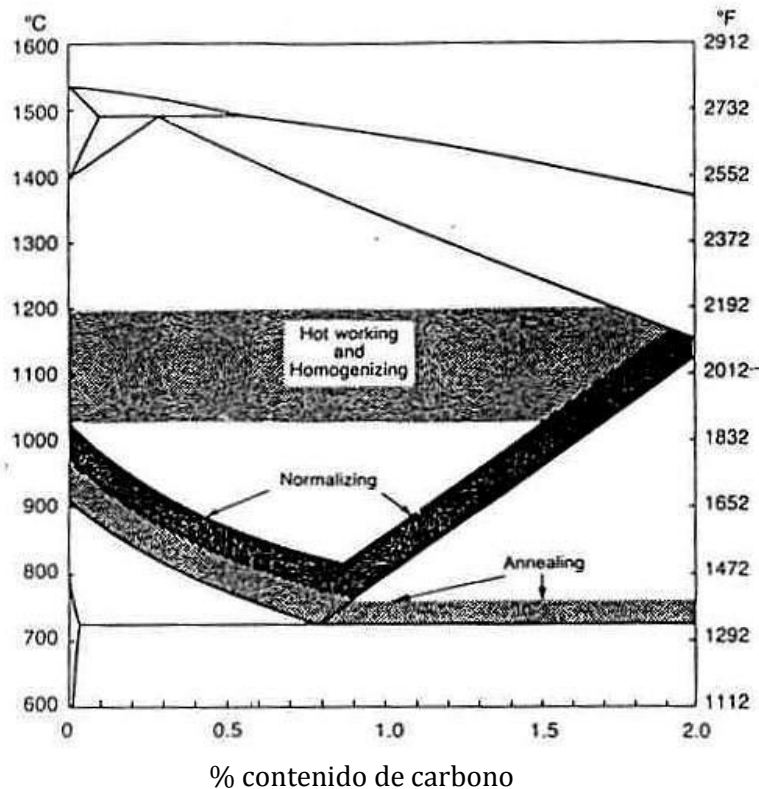


Ilustración 27³². Rangos de temperatura para recocido y normalizado según el contenido de carbono y la zona del diagrama Fe-C.

El objetivo microestructural del recocido es producir carburos esféricos dentro de una matriz de granos de ferrita. La red de carburos resultantes forma una microestructura fácilmente mecanizable en comparación con otras microestructuras formadas en los aceros.

En el proceso de recocido se lleva a cabo un enfriamiento lento dentro de unos rangos característicos del enfriamiento en horno, con el objetivo de asegurar la transformación de austenita, primero en ferrita proeutectoide, y posteriormente en perlita, a temperaturas cercanas a las temperaturas A_e y A_3 de equilibrio. Como resultado, la ferrita aumentará su tamaño de grano y la perlita tendrá un mayor espacio interlaminar. Estas características microestructurales resultarán en un descenso de la dureza y un aumento de la ductilidad, objetivos prioritarios del recocido completo. Una vez que la austenita se ha transformado completamente en

³² <https://cyberships.files.wordpress.com/2012/06/5.jpg>

ferrita y perlita, se puede aumentar la velocidad de enfriamiento, de forma que se reduzca el tiempo de recocido, y por lo tanto, se mejore la productividad en el proceso.

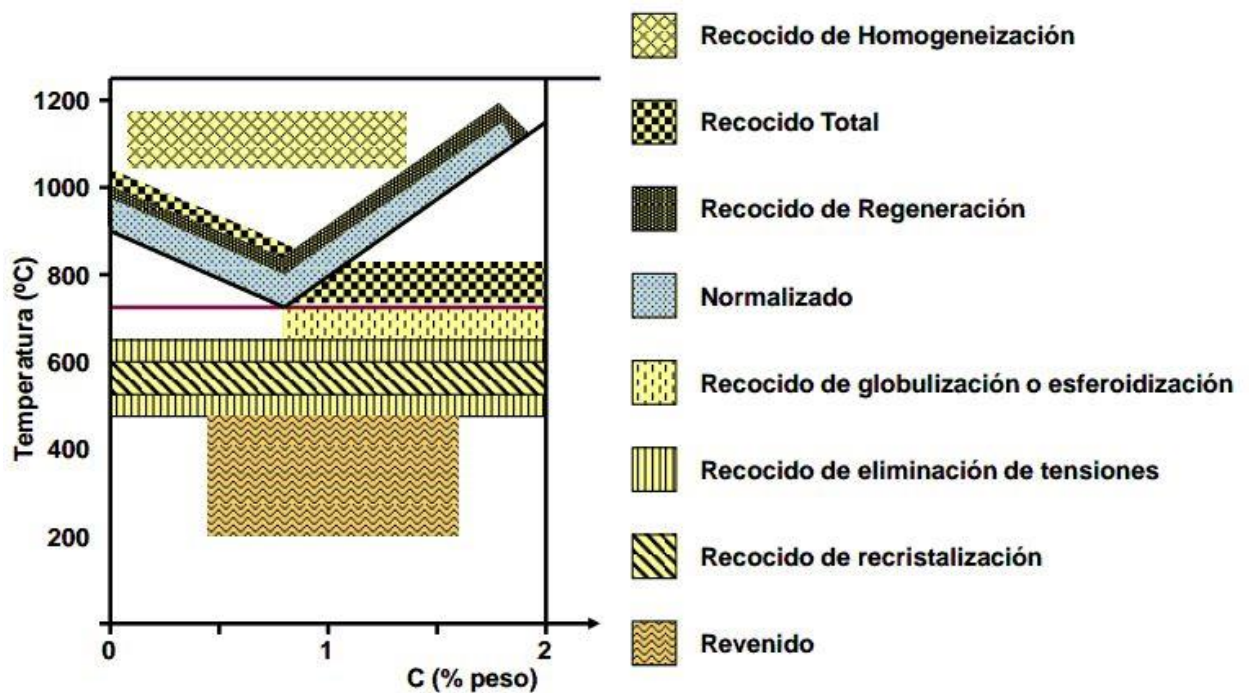


Ilustración 28³³. Temperaturas de tratamientos de recocido sobre el diagrama Fe-C.

2.2.4.2.2. Homogeneización.

Un tipo concreto de recocido el cuál se emplea normalmente en etapas iniciales del procesado del acero, previos al laminado y el forjado, es la homogeneización. Suele llevarse a cabo para eliminar las heterogeneidades químicas que pueda presentar el acero final.

³³ Grado en Ingeniería en Tecnologías Industriales. Asignatura: Materials Science and Engineering. Topic 5-Metallic Materials (II)

Este tipo de tratamiento térmico es llevado a cabo a altas temperaturas en la zona de fase austenítica para acelerar los gradientes de concentración que se producen en la solidificación de lingotes de acero. Además, otras fases secundarias como los carburos son disueltas lo máximo posible. La homogeneidad resultante de la austenita mejora la conformabilidad en caliente, así como contribuye a la uniformidad de respuesta del acero a sucesivas operaciones de recocido y endurecimiento.

2.2.4.2.3. Recocido de globulización o esferoidización.

Las condiciones de máxima ductilidad y suavidad de cualquier acero están relacionadas con un tipo de microestructura, que consiste en partículas esféricas de carburo uniformemente distribuidas en una matriz de ferrita. La buena ductilidad de las estructuras esferoidizadas es muy importante para los aceros de bajo y medio contenido en carbono que son conformados en frío, y la baja dureza, a su vez, es importante para los aceros con alto contenido en carbono que son mecanizados como paso previo a su endurecimiento final.

Las microestructuras esferoidizadas son las microestructuras más estables que se puede encontrar en los aceros. Éstas se formarán en cualquier estructura original calentada a temperaturas suficientemente altas y mantenidas durante un tiempo concreto para permitir el desarrollo dependiente de la difusión de las partículas esféricas de carburo

2.2.4.2.4. Recocido de Regeneración.

Este tipo de recocido suele aplicarse en aceros recalentados cuando quiere conseguirse una reducción del tamaño de grano. Suele emplearse en aceros hipoeutectoides para obtener perlita laminar para operaciones de mecanizado (fresado) posteriores. Sin embargo, comporta riesgos de sobrecalentamiento y quemado por lo que no suele emplearse en aceros hipereutectoides.

2.2.4.2.5. Recocido de recristalización.

Es un tipo de recocido cuyo objetivo principal es la eliminación de la acritud³⁴ del material producida por un trabajo en frío.

La Ilustración 28 muestra diversos tipos de recocido y los rangos de temperatura que corresponden a cada uno de ellos en función del contenido en carbono del acero concreto. Estos rangos de temperatura se han representado sobre un diagrama hierro-carbono, lo que permite una mejor comprensión de las zonas del diagrama en que se sitúa cada uno de estos tratamientos de recocido.

2.2.4.3. Normalizado (*Normalizing*).

El normalizado es un tratamiento térmico similar al recocido, llevado a cabo para producir microestructuras más uniformes y de grano más fino. Sin embargo, existen diversas diferencias notables con respecto al tratamiento de recocido. El normalizado en acero hipoeutectoides es llevado a cabo a temperaturas algo mayores que las empleadas en recocido (puede observarse en la Ilustración 27 y la Ilustración 28). Mientras que para aceros hipereutectoides el rango de temperatura de calentamiento está por encima de A_{cm} (temperatura de transformación de cementita), para los aceros hipoeutectoides, la temperatura suele superar a A_{c3} en alrededor de 50°C a 70°C.

Otra diferencia se encuentra en el proceso de enfriamiento; mientras en el recocido es una fase lenta que se lleva a cabo dentro del propio horno, en el normalizado el medio de refrigeración es el aire, es decir, notablemente más

³⁴ "Acritud: aumento de la dureza y de la resistencia mecánica, pero también de la fragilidad de un material, al someter al material a un determinado proceso. A un material con una elevada acritud se le denomina agrio." (http://www.editorialdonostiarra.com/pdf/292_EJERCTECINDUST.I.pdf)

rápido. La Ilustración 29 compara las representaciones esquemáticas de los ciclos tiempo-temperatura para normalizado y recocido. También en la Ilustración 27 y la Ilustración 28, que ya comentadas anteriormente, aparece representado el rango de temperaturas empleado en el normalizado, que además nos permite compararlo con los diversos tipos de recocido que ya han sido nombrados.

Las temperaturas de austenización, algo mayores las de normalizado en comparación con las de recocido de aceros hipoeutectoides, producen una mayor uniformidad en la estructura austenítica y una composición similar a la obtenida en el proceso de homogeneización, sin embargo, a temperaturas muy inferiores y en tiempos de proceso menores. Otro de los objetivos que se tratan de conseguir con el proceso de normalizado es un refinamiento del grano, lo cual se logra si las temperaturas de austenizado se mantienen dentro de los rangos mostrados en las ilustraciones 27 y 28.

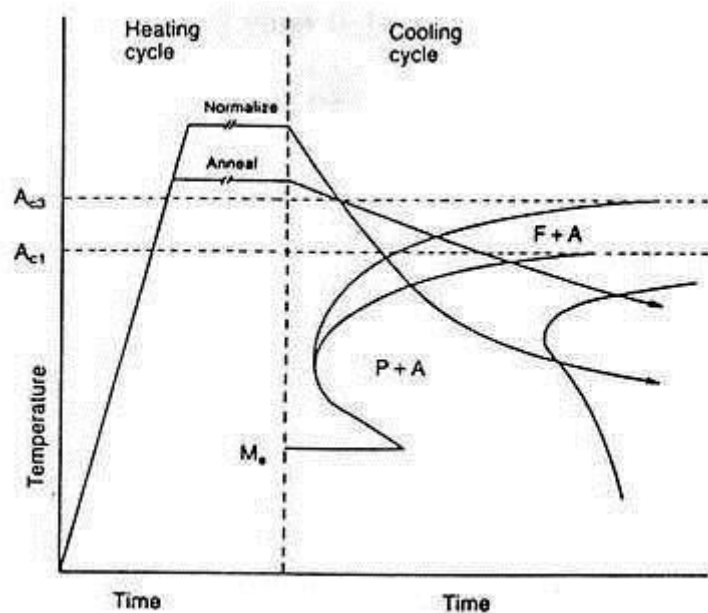


Ilustración 29³⁵. Representación de los ciclos tiempo-temperatura para normalizado y recocido.

³⁵ <https://cyberships.files.wordpress.com/2012/06/6.jpg>

Por lo tanto, el normalizado produce una estructura de grano de austenita más fina y uniforme en acero hipoeutectoides, lo que resulta en una microestructura con una buena homogeneidad y unas propiedades mecánicas deseables para determinadas aplicaciones o para posteriores procesos de endurecimiento. Se consigue que el límite elástico, la carga de rotura, la dureza y, en la mayoría de los casos, la tenacidad del acero normalizado sean superiores a las del acero recocido.

El enfriamiento en aire del tratamiento de normalizado produce diferencias microestructurales con respecto al recocido completo. El resultado, en comparación con un tratamiento de recocido completo para el mismo acero, es una reducción tanto del tamaño de grano de la ferrita proeutectoide como del espacio interlaminar de la cementita, así como una mayor proporción de ferrita en el interior de la perlita y una mayor proporción de perlita.

Se debe tener en cuenta que existen otros factores que afectan a las propiedades mecánicas de los aceros, como el tamaño de sección con que se trabaja, ya que afectará a la velocidad de enfriamiento. Mayores secciones enfriarán más lento, por el hecho de ser más gruesas, teniendo que tener en cuenta también, para determinar la velocidad de enfriamiento, la conductividad térmica del material. Esta relación ya ha sido puesta de relieve en el apartado de recocido para una pieza cilíndrica.

2.2.4.4. Temple (Quenching).

2.2.4.4.1. Templabilidad

La templabilidad de un material se define como la habilidad de un material de formar estructuras martensíticas, que en el contexto de aceros tratados térmicamente se traduce como la habilidad del material para formar

microestructuras con la mayor dureza posible, o “la susceptibilidad de endurecimiento por enfriamiento rápido”³⁶.

La templabilidad estudia diversos factores que determinan o influyen en esta habilidad, como son la variación de formación de martensita o de dureza a lo largo y en función de la sección de un acero, o la variación entre secciones idénticas fabricadas con distintos aceros.

La definición de templabilidad que dan C.A. Siebert, D.V. Doane y D.H. Breen en su libro “The Hardenability of Steel”, y que se podría decir que engloba la definición y factores ya expresados es la siguiente: “Templabilidad es la capacidad del acero de transformarse parcial o completamente a partir de austenita a algún porcentaje de martensita a una determinada profundidad al ser enfriada bajo unas condiciones determinadas”. Teniendo en cuenta que la martensita es el tipo de fase de mayor dureza que podemos obtener en el acero.

Esta definición abre la puerta al uso de un sistema, el sistema Bain and Grossman de templabilidad, que considera endurecimiento completo con tan solo el 50% de martensita³⁷. Este sistema elimina las variaciones debidas al enfriamiento en diversos medios estableciendo el concepto de diámetro ideal, D_I . El diámetro ideal se define como el diámetro para el cual se forma un 50% de martensita en el centro en una barra, sometida a un enfriamiento ideal donde la superficie de la misma se asume que se enfría instantáneamente, hasta alcanzar la temperatura del medio en que se enfría. En consecuencia, cuanto mayor sea el diámetro ideal, mayor será la templabilidad del acero, de forma independiente de los factores tecnológicos que afectan al enfriamiento.

La templabilidad es función del contenido de carbono, el tamaño de grano austenítico y del contenido de elementos aleantes. La Ilustración 30 y la Ilustración

³⁶ M. A. Grossman y E.C. Bain. “Principles of Heat Treatment”

³⁷ M. A. Grossman y E.C. Bain. “Principles of Heat Treatment”

31 muestran como estos tres factores se emplean para determinar el diámetro crítico ideal. Como primer paso, en función del contenido de carbono y el tamaño de grano austenítico, en la Ilustración 30 se determina un primer diámetro ideal. A continuación, este diámetro ideal obtenido se multiplica por el factor de cada elemento aleante para determinar el valor final de D_I . Como se puede observar en los ejes de ambas figuras, el sistema Bain and Grossmann para determinar la templabilidad es únicamente aplicable a aceros de contenido medio y bajo en elementos aleantes.

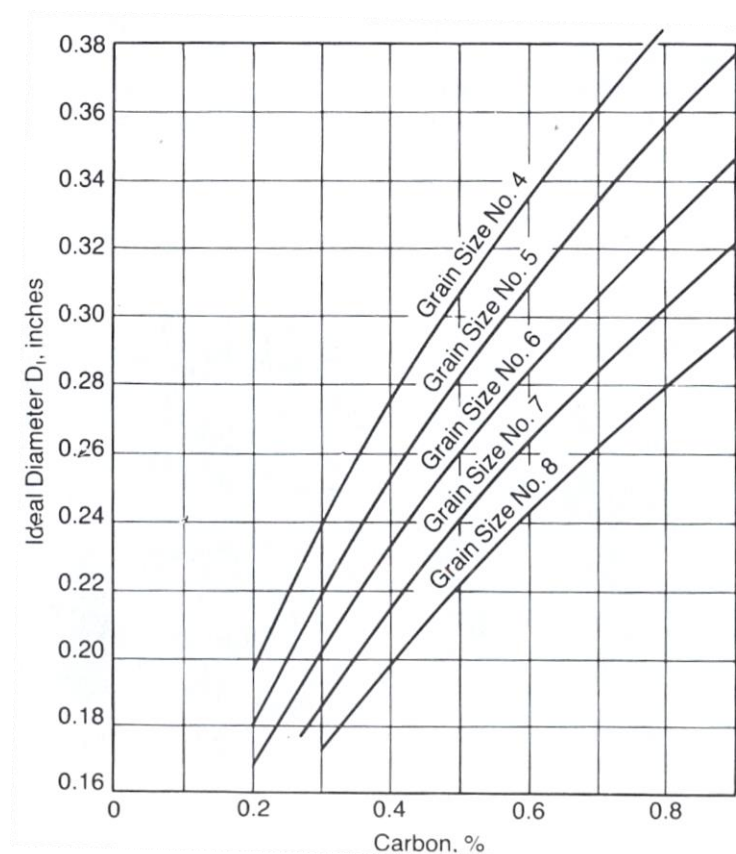


Ilustración 30³⁸. Templabilidad expresada como diámetro ideal, en función del tamaño de grano de austenita y el contenido de carbono.

³⁸ G. Krauss, G. Roberts, R. Kennedy. "Tool Steels" (1997). (Pag.87)

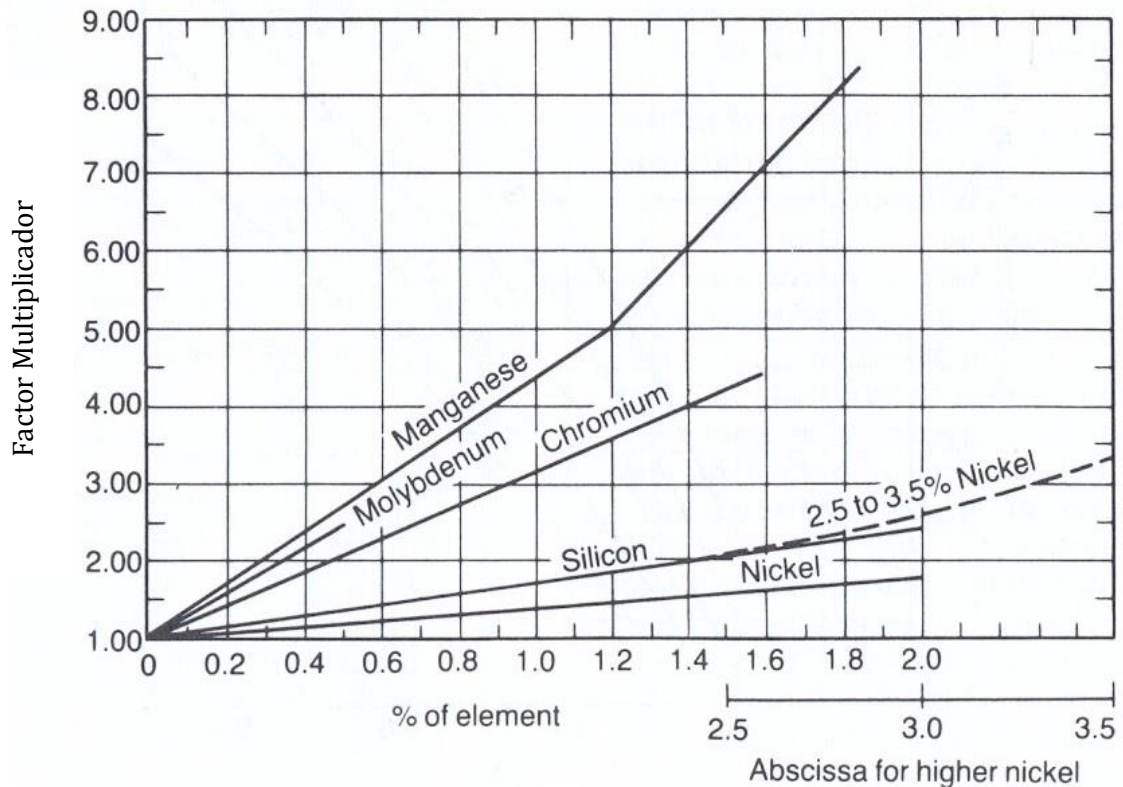


Ilustración 31³⁹. Factores multiplicadores, empleados para determinar el diámetro crítico ideal de aceros aleados, en función de la concentración de varios elementos aleantes.

La templabilidad de un acero determinará también el tipo de diagrama TTT que presentará, y por lo tanto, las formas y posición de las curvas que aparecen en el mismo. Esto será clave en el valor de la *velocidad crítica de enfriamiento* (comentada al hablar sobre los diagramas CCT; página 81) y, por lo tanto, para determinar la amplitud del rango de velocidades para las cuales se obtiene una estructura martensítica.

³⁹ G. Krauss, G. Roberts, R. Kennedy.. "Tool Steels" (2000). (Pág. 88)

2.2.4.4.2. Temple

El temple o templado es un tratamiento térmico que consiste en un enfriamiento rápido y controlado de algún tipo de acero aleado, previamente calentado a una temperatura superior a la temperatura A_3 .

En función del tipo de material que se esté tratando, la temperatura y el tiempo de calentamiento, así como la severidad del enfriamiento, se puede conseguir una amplia variedad de durezas.

En el proceso de temple, la primera fase -señalada con un 1 en la Ilustración 32 situada más abajo- es el calentamiento, una fase determinada por tres variables: la temperatura alcanzada (superior a A_3 , ya mencionado anteriormente), el ritmo de calentamiento, es decir, la pendiente en el proceso de calentamiento o rapidez de calentamiento desde que el material está a temperatura ambiente hasta que alcanza la temperatura máxima; y por último, el tiempo de mantenimiento a esta temperatura máxima. La selección de estos factores son los que permitirán conseguir las condiciones propicias para la disolución de los elementos aleantes y la obtención de la estructura austenítica deseada.

En segundo lugar se lleva a cabo el mantenimiento de la temperatura por un periodo de tiempo determinado, representado por la línea horizontal en la Ilustración 32. La duración de esta fase dependerá de cada tipo de acero, así como, de las propiedades que se pretendan obtener

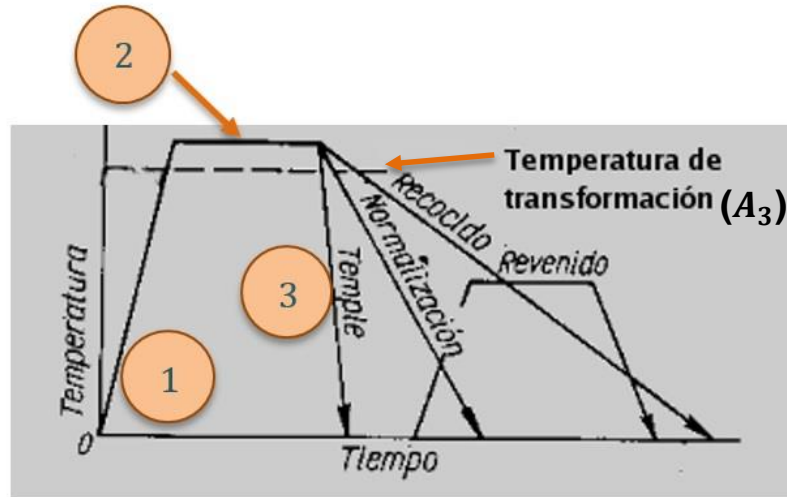


Ilustración 32⁴⁰. Representación de la temperatura frente al tiempo para las fases de los tratamientos de temple, normalizado, recocido y revenido.

La tercera fase –la línea señalada con un 3 en la Ilustración 32– se corresponde con el enfriamiento controlado de la pieza o zona a temprar. Es muy importante el medio de enfriamiento, siendo el agua uno de los que presenta mayor eficiencia y permite obtener una mayor dureza. También se emplean otros medios de refrigeración como el aceite, que enfría el material a velocidades más bajas, debido al hecho de que su conductividad térmica es menor.

En la Ilustración 32 se puede apreciar la comparación de esta tercera fase, el enfriamiento, según se someta al material a temple, normalizado o recocido. También aparece representado un tratamiento de revenido, que será explicado posteriormente.

A causa de que, para algunos aceros el ritmo de enfriamiento es tan elevado, sólo las piezas de acero delgadas pueden ser sometidas al temple para obtener una estructura completamente martensítica. Las piezas con secciones más gruesas, si son enfriadas muy rápidamente, presentarán un gradiente de temperatura a lo largo de su volumen, es decir, se enfriarán más rápidamente en la zona exterior que en el centro de la pieza, originando tensiones y heterogeneidad en el material.

⁴⁰ <http://www.sabelotodo.org/metalurgia/imagenes/temtratamiento.png>

Es por este motivo que, con un tratamiento convencional de templado, aceros de secciones gruesas no pueden ser tratados. Para poder solucionar esta situación, la solución que suele aplicarse es añadir elementos aleantes, tales como el níquel, el molibdeno o el cromo que permiten aumentar el tiempo de temple antes de alcanzar la velocidad crítica de enfriamiento (es decir, desplazan la curva CCT del acero hacia la derecha).

A nivel microestructural, la fase de enfriamiento rápido al que se somete al material durante el proceso de temple lo que propicia es que, debido a que el enfriamiento es tan rápido, los átomos no tienen tiempo suficiente para reorganizarse en ferrita y cementita, por lo que se obtiene una estructura plenamente martensítica.

Un aspecto importante que debe tenerse en cuenta, como ya se ha mencionado, es que, al llevar a cabo un enfriamiento a un ritmo tan elevado, existe la posibilidad de que surjan pequeñas grietas y deformaciones. Por un lado, una reducción de la temperatura tan brusca produce una contracción del material, y por otro, la transformación de la estructura cristalina -el hierro pasa de una estructura FCC a una estructura BCC- produce una expansión. Estos dos procesos pueden producir la aparición de grietas e incluso la rotura.

Una de las soluciones es añadir elementos aleantes al acero que, como ya se ha hecho referencia, permiten desplazar la curva CCT del acero, obteniendo una velocidad crítica de enfriamiento mayor. Otra posibilidad consiste en aplicar otros tratamientos que reducen el agrietamiento y la distorsión, como son el austempering y el martempering, que introducen una transformación isotérmica durante el temple.

Con un correcto diseño de las condiciones de temple, se consigue la transformación estructural de austenita a martensita y un aumento de la dureza del acero. Dureza y fragilidad presentan proporcionalidad directa, por lo tanto, se

suele tener que aplicar un tratamiento de recocido posterior para equilibrar ambas características.

2.2.4.4.3. Dureza y (Hardness and Hardenability)

La dureza es la habilidad que presenta un material para resistir la indentación, y es medida por medio de una serie de test estandarizados que definen la forma, el tamaño y la dureza del indentador, así como la carga aplicada en el proceso de indentación. En consecuencia, los valores de dureza obtenidos están relacionados con la longitud, la anchura o la profundidad de la indentación. En los aceros endurecidos, la dureza se mide generalmente con diversas cargas en la escala Rockwell C (HRC), la cual emplea un indentador cónico de diamante, o el test Vickers de dureza (HV), en cuyo caso el indentador es también de diamante pero con forma de pirámide. Existen tablas que permiten conocer la equivalencia de valores obtenidos entre un tipo de test y otro.

La microestructura con mayor dureza que puede producirse en cualquier tipo de acero es aquella que presente una microestructura martensítica completa. Sin embargo, ésto sólo es posible si la transformación de austenita a una mezcla de ferrita y cementita es evitada, lo cual resulta inviable debido a la incorporación de partículas secundarias como partículas de carburo las cuales no son disueltas durante la austenización. Del mismo modo, a medida que el contenido en carbono aumenta, la cantidad de austenita retenida aumenta.

En la Ilustración 33 está representada la dureza en función de la cantidad de carbono para varias microestructuras resultantes de la transformación de austenita y otros tratamientos térmicos del acero. En ella se puede observar la dureza de la martensita, mucho mayor que la estructura perlítica y la estructura esferoidal, para todo el rango de contenido de carbono que suele encontrarse en

aceros. El efecto de grandes cantidades de austenita retenida in aceros de alto contenido en carbono está indicado en la región gris de la figura.

La mínima dureza en los aceros está relacionada con microestructuras consistentes en ferrita y carburos esferoidales obtenidos por recocido.

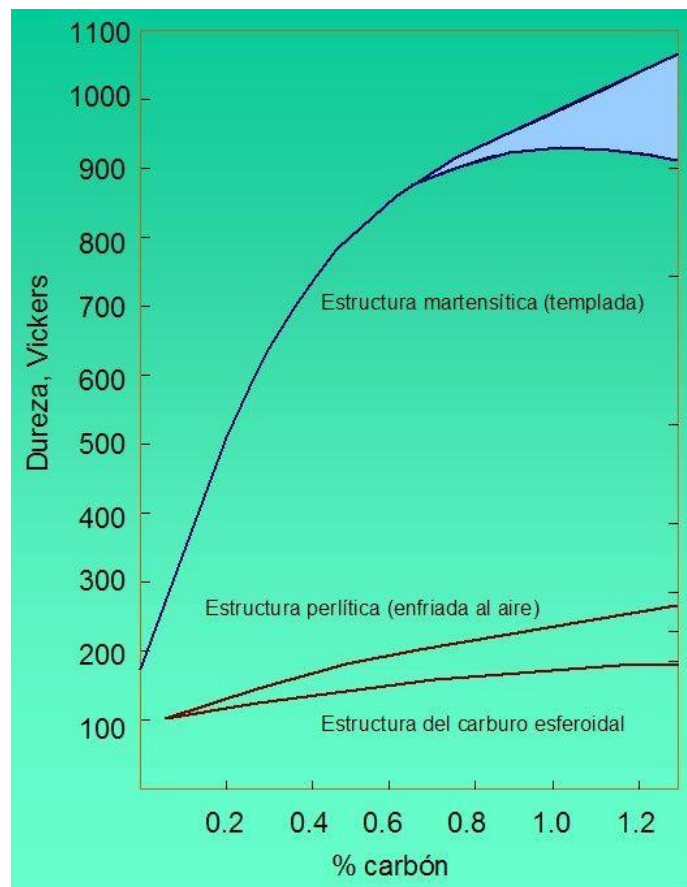


Ilustración 33⁴¹. Dureza en función del contenido de carbono para microestructuras martensítica, esferoidal y perlítica en acero.

La dureza de un acero depende de la composición química, la estructura cristalina y la perfección o pureza, así como el tamaño y distribución de las fases que conforman su microestructura. Un nivel alto de dureza está relacionado con una alta resistencia al deslizamiento y al movimiento de dislocación, altas velocidades de endurecimiento por deformación y alta resistencia. Otro factor que

⁴¹ <http://www.upv.es/materiales/Fcm/Fcm13/Imagenes/Fig13-5.jpg>

influye es la interacción dinámica de los átomos de carbono con las dislocaciones durante el endurecimiento por deformación. Resultando ser el carbono, con su interacción con otros elementos estructurales, así como su influencia en los otros factores también mencionados (estructura, composición y perfección de la microestructura), el principal factor que influencia la dureza del material.

2.2.4.5. *Revenido (Tempering).*

Prácticamente todos los aceros endurecidos son sometidos a un tratamiento térmico subcrítico (por debajo de la temperatura A_{e1}), conocido como revenido. El objetivo de este tipo de tratamiento es conseguir un acero más blando y dúctil y, sobretodo, más tenaz; incluso, en algunos casos, una mayor dureza, aunque suele ser al contrario en la mayoría de los aceros. Microestructuralmente, la finalidad es obtener, calentando la martensita resultante del temple, una estructura fina de cementita dispersa en una matriz de ferrita. Las fases en que consiste el revenido pueden verse en la Ilustración 34, donde se distinguen:

1) Austenización.

Primeramente el metal es calentado por encima de la temperatura A_{e1} – representada por la línea horizontal discontinua en la imagen-.

2) Temple.

A continuación el material es sometido a un tratamiento de temple – enfriamiento rápido-, con lo que se consigue una estructura plenamente martensítica.

3) Recalentamiento.

Se vuelve a calentar el material, esta vez, hasta una temperatura notablemente por debajo de la temperatura eutéctica A_{e1} .

4) Mantenimiento temperatura.

Una vez alcanzada la temperatura deseada en el recalentamiento, ésta se mantiene durante un periodo de tiempo suficiente para permitir que las transformaciones estructurales puedan llevarse a cabo y el material se homogenice.

5) Enfriamiento.

Normalmente, como la temperatura de revenido no es demasiado elevada, la velocidad y temperatura de enfriamiento en este caso, no influyen al material tratado, por lo que, suele emplearse el agua como medio de enfriamiento para que el proceso sea más rápido y, por lo tanto, más productivo.

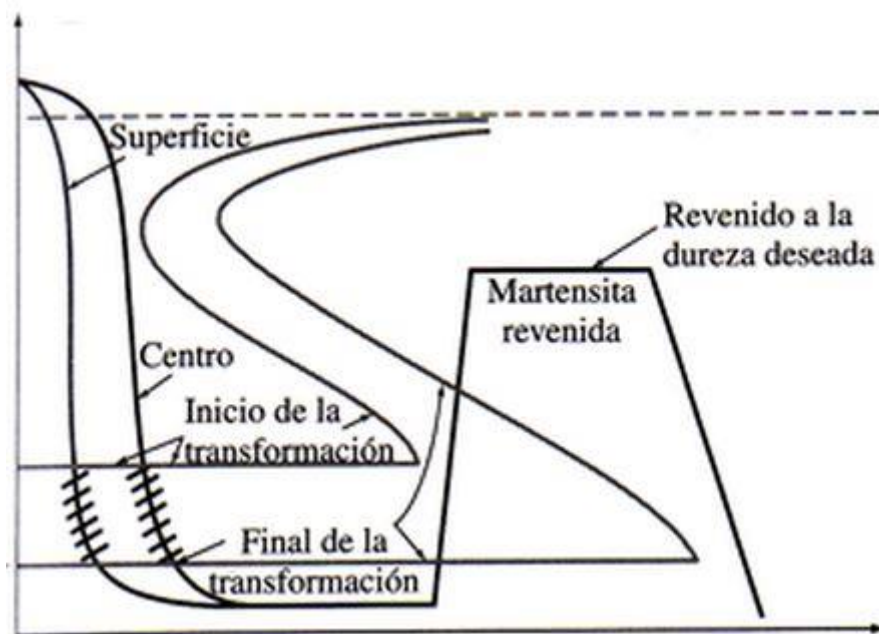


Ilustración 34. Representación temperatura frente a tiempo para el tratamiento de revenido

2.2.4.5.1. Dureza.

En aceros con un mayor contenido aleante, el revenido da como resultado, no sólo un aumento de la tenacidad, sino una dispersión de los carburos aleantes resistentes al engrosamiento durante la exposición a calentamiento. Este engrosamiento produciría un descenso de la dureza y, en el caso del acero de herramientas, un descenso de la vida “útil en el uso a altas temperaturas o a altas velocidades.

Para el revenido puede emplearse cualquier temperatura por debajo de la temperatura crítica A_1 . En consecuencia, existe una gran variedad de propiedades y microestructuras que pueden obtenerse por medio de este proceso. Así mismo, el factor que en mayor proporción determina las condiciones del proceso de revenido es el equilibrio entre dureza y tenacidad requerido en el acero tratado, en función del servicio que el material vaya a prestar.

La relación entre la dureza y la temperatura de revenido aparece representada en la Ilustración 35, donde se puede observar su relación inversamente proporcional. También se refleja la influencia del contenido de carbono, correspondiendo a una zona dibujada u otra según el contenido de carbono del acero. Los aceros de bajo contenido en carbono ocupan la zona sombreada más baja de la gráfica, es decir, correspondientes a una dureza menor. Las zonas de mayor dureza, como es observable en la ilustración, corresponden a aceros con alto contenido en carbono y temperaturas bajas de revenido, alrededor de 150°C.

En la Ilustración 35, tomada del libro “STEELS: Heat Treatment and Processing Principles”, de G. Krauss, se puede observar un pequeño aumento de la dureza de los aceros con mayor contenido en carbono a medida que aumenta la temperatura de revenido para valores muy pequeños de ésta. Este hecho se debe a la

precipitación de partículas de carburo muy finas dentro de las placas de martensita.

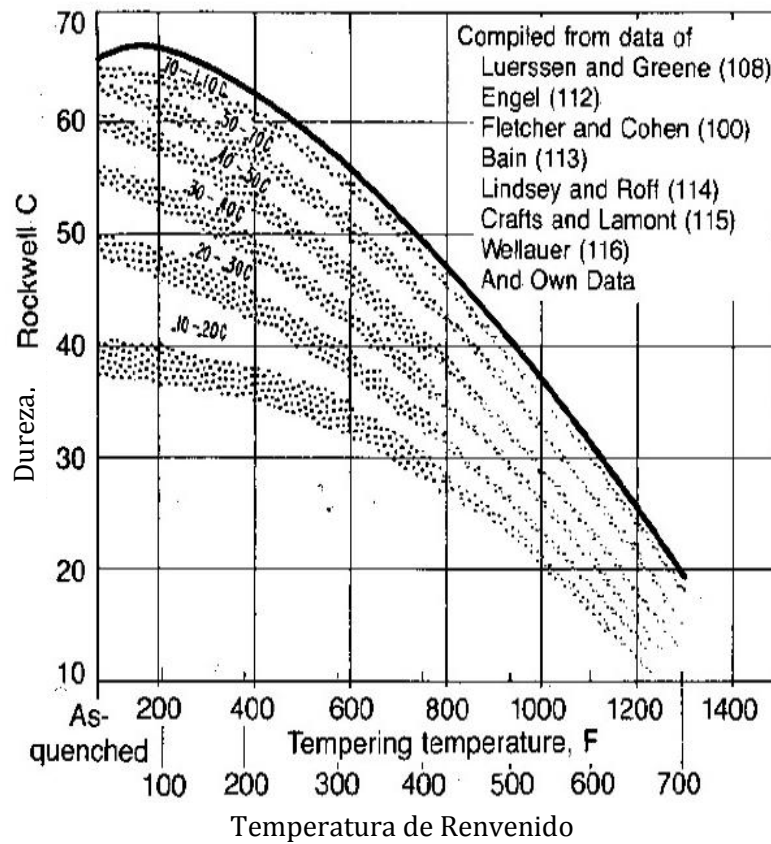


Ilustración 35⁴². Descenso de la dureza con el aumento de la temperatura de revenido para aceros con varios contenidos en carbono.

⁴² G. Krauss. "STEELS: Heat Treatment and Processing Principles" (1990)

2.2.4.5.2. Tenacidad.

También tomada de la misma fuente, la Ilustración 36 hace referencia a la tenacidad que presentan ante impactos en relación con la temperatura de revenido los aceros endurecidos con un contenido en carbono de entre el 0.4% y el 0.5%.

En esta gráfica se pueden distinguir dos zonas en las cuáles la tenacidad del material mejora, separadas por una tercera zona cuyo efecto es precisamente inverso, se produce una reducción de la tenacidad.

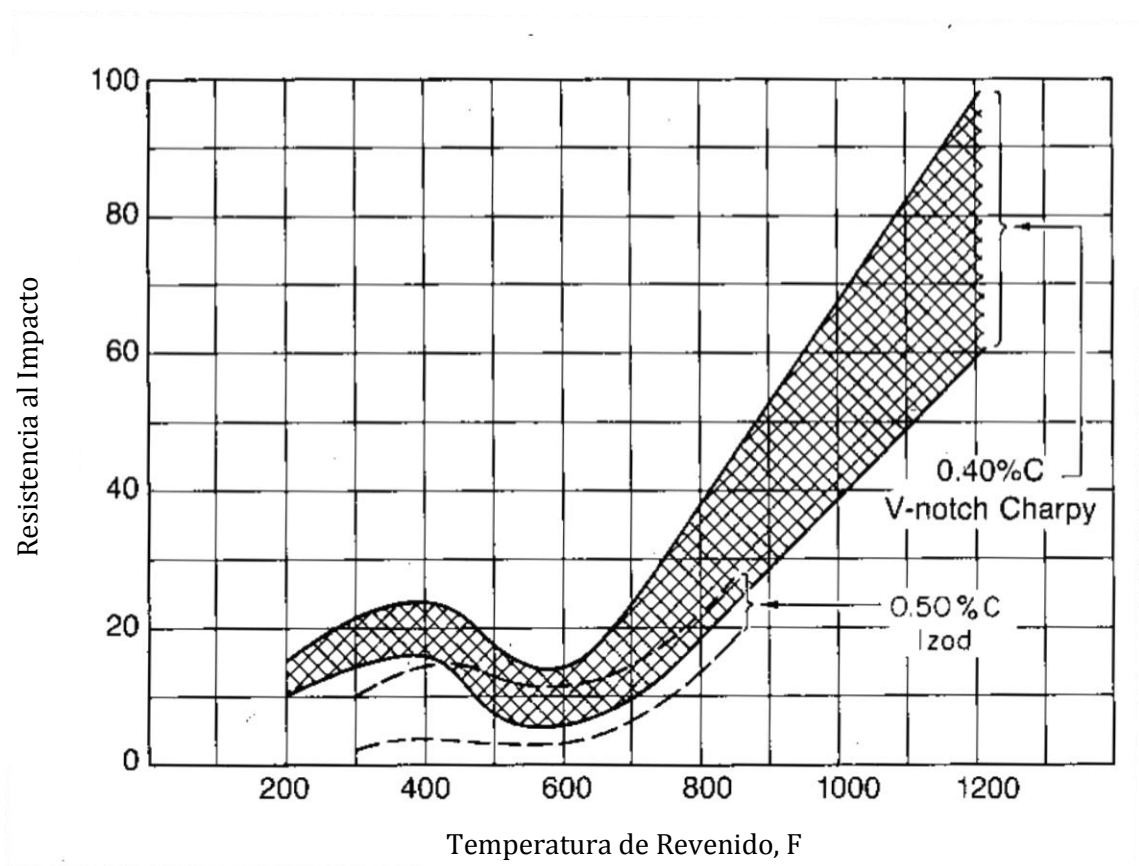


Ilustración 36. Gráfico Resistencia al Impacto frente a Temperatura de Revenido

La primera zona que podríamos definir, en la parte inicial de la gráfica, aproximadamente entre 300°F y 400°F (150°C a 200°C), se observa un aumento moderado de la tenacidad. Esta mejora podría ser suficiente para aplicaciones que requieran alta dureza y resistencia a fatiga o donde la principal sollicitación sea en

compresión, por ejemplo rodamientos y engranajes, tal y como especifica esta fuente.

La segunda zona en la cual se denota un aumento de la tenacidad del material es la zona derecha y final de la gráfica, que se podría decir que empieza alrededor de 800°F (425°C) hasta el final de la misma. En esta zona, el aumento de la tenacidad es mucho más notable que en la primera zona comentada, sin embargo, también hay que subrayar que la dureza y la resistencia se reducen simultáneamente de forma notable. Los materiales que presentan estas características pueden emplearse en aplicaciones que soliciten, se podría decir, propiedades en cierto modo contrarias a las anteriores, es decir, tenacidad como principal requerimiento, y dureza y resistencia en una medida notablemente menor.

Por último, la tercera zona que se observa es la que ocupa el espacio intermedio entre las dos anteriormente definidas. En este caso, el efecto del tratamiento es contrario al de los dos anteriores, produciéndose una reducción de la tenacidad del material. Esto sucede para un rango de temperaturas que comprende aproximadamente desde 500°F hasta 700°F (260°C a 370°C) y se denomina fragilización de la martensita revenida.

Por último, a partir de la gráfica se puede obtener una idea de la influencia que el contenido de carbono del acero estudiado tiene en la tenacidad que este presenta. La ilustración aquí recogida muestra que el acero con un contenido de 0.5% de carbono tendrá una tenacidad ante impacto muy pequeña; menor que la que presentan los aceros con un menor contenido en carbono, en este caso, del 0.4%. Por lo tanto, se puede inferir que, cuanto menor sea el contenido en carbono del acero estudiado, mayor será la tenacidad ante impacto que éste presentará, teniendo en cuenta, por supuesto, las modificaciones de esta propiedad según la temperatura de revenido a que sea sometido, tal y como se ha comentado anteriormente.

2.2.4.5.3. Elementos Aleantes.

Algunos elementos aleantes, además de mejorar la templabilidad del acero, provocan un retardo en el ablandamiento durante el revenido. Estos elementos seguirán ocupando las mismas posiciones de sustitución, ocupando la misma situación que ocupaban en la austenita en la martensita, después del temple. Estos elementos no emigrarán hasta que no se alcancen temperaturas de alrededor de los 600°C, cuando emigrarán hacia las dislocaciones de la ferrita, donde reaccionarán con el carbono. Es decir, estos elementos formadores de carburos experimentan un proceso de difusión más lento que los del hierro y el carbono.

Los elementos aleantes que favorecen este efecto son principalmente el cromo, el molibdeno y el vanadio. Pero estos elementos, además de producir un retardo en el ablandamiento, también forman carburos de aleación fina, lo que da como resultado un aumento de la dureza para mayores temperaturas de revenido, lo que normalmente se conoce como dureza secundaria o endurecimiento secundario.

En la Ilustración 37, tomada del libro “STEELS: Heat Treatment and Processing Principles” de G. Krauss, representa la dureza secundaria de aceros con diversos contenidos de molibdeno. Se puede observar en la gráfica que, cuanto mayor es el contenido de molibdeno que contiene el acero, mayor es el retardo en el ablandamiento. Cabe destacar que el máximo valor en la etapa de dureza secundaria se alcanza para altas temperatura que, tal y como se ha comentado, sucede porque depende de la difusión de estos elementos aleantes cuya difusión es más lenta.

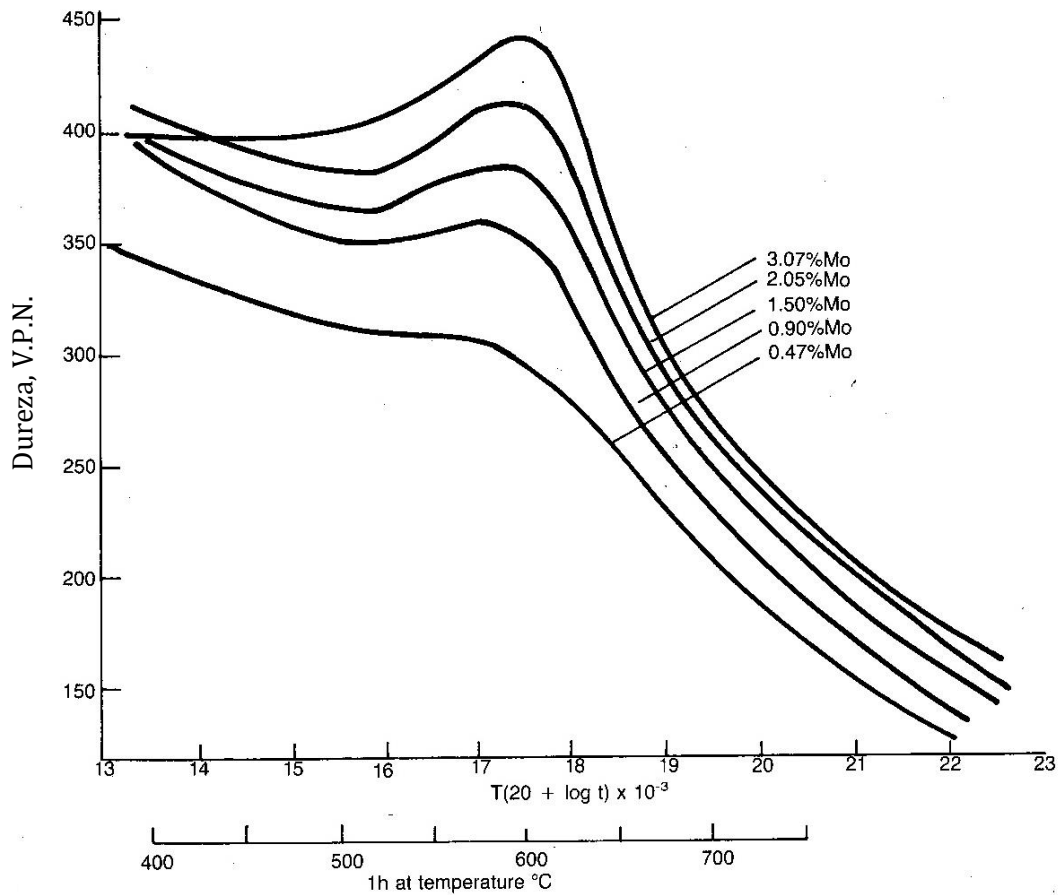


Ilustración 37. Retardo del ablandamiento y el endurecimiento secundario durante el revenido del acero para varios contenidos de molibdeno.

En su libro “Hardness of Tempered Martensite in Carbon and Low-Alloy Steels”, Grange, Hribal y Porter estudian el efecto que diversas concentraciones de varios elementos aleantes tienen sobre la dureza de aceros de bajo contenido en carbono. En la Ilustración 38 y la Ilustración 39 se representa gráficamente la dureza (ΔH_v) enfrentada a una concentración de entre 0% y el 2% de varios elementos aleantes: Vanadio, Molibdeno, Fósforo, Manganeso, Cromo, Silicio y Níquel. Estas dos representaciones se refieren cada una de ellas a una temperatura de revenido, y en ambos casos, a un tiempo de revenido de una hora.

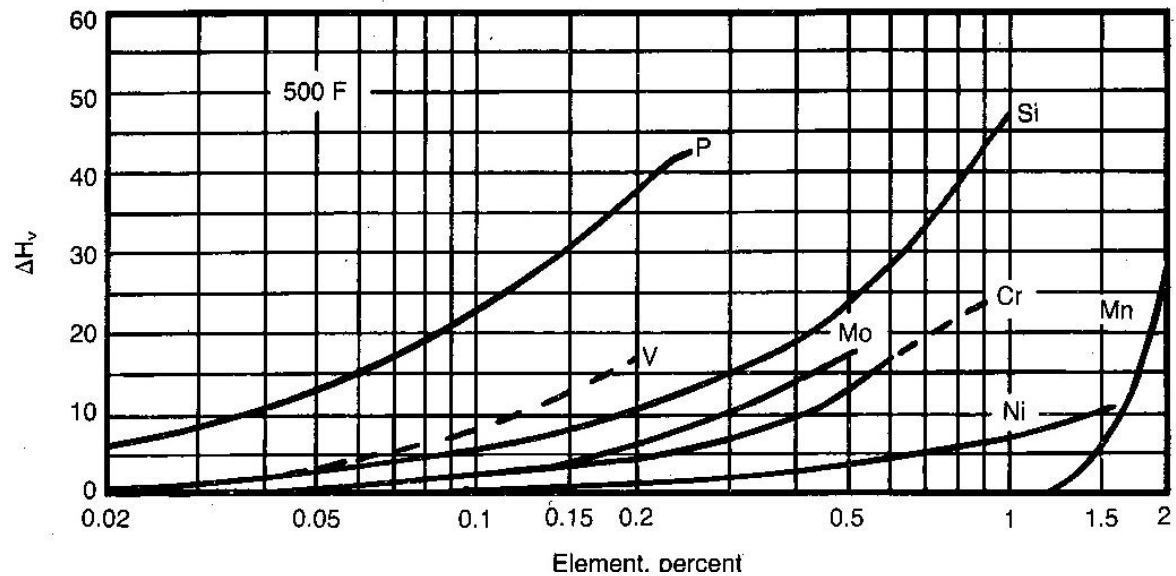


Ilustración 38. Efecto elementos aleantes sobre la dureza durante el revenido a 260°C para aleaciones Fe-C.

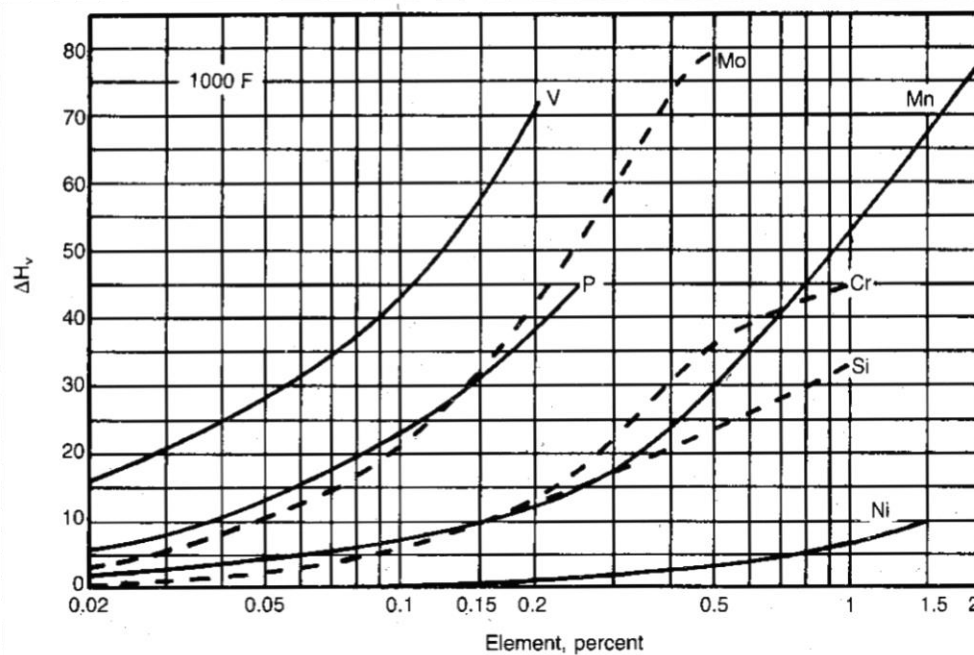


Ilustración 39. Efecto elementos aleantes sobre la dureza durante el revenido a 540°C para aleaciones Fe-C.

Teniendo estas gráficas para la temperatura deseada, se puede obtener el valor de ΔH_v según el elemento agregado al acero, y conociendo la dureza base para cada



acero, determinado según su contenido en carbono y temperatura de revenido, se puede calcular de forma bastante fiable el valor de dureza final de dicho acero.

En estas gráficas se denota que el efecto sobre el valor de la dureza del acero que centre la atención, según el elemento aleante presente en él, puede variar considerablemente. Por ejemplo, el níquel tiene un efecto constante y muy débil sobre el valor de la dureza; el manganeso a bajas temperaturas de revenido tiene escaso efecto sobre el ablandamiento, pero a temperaturas altas tiene un efecto notablemente alto; y el silicio, alrededor de 600°F, retrasa el ablandamiento.

2.2.4.5.4. Cambios estructurales.

Tal y como M. Cohen reflejó en diversas publicaciones⁴³ a lo largo de los años 50 en colaboración con diversos investigadores, durante el proceso de revenido podemos destacar principalmente tres etapas. El proceso de revenido consta de muchas más de tres etapas pero, cabe destacar estas tres por su importancia angular en el proceso. Son las siguientes:

1. Formación de un carburo de transición y descenso del contenido de carbono de la matriz de martensita a alrededor del 0.25%. El carburo que se forma se designa carburo eta (η) o carburo épsilon (ϵ), que presenta una estructura ortorrómbica (HCP) y con un contenido en carbono notablemente mayor que la cementita que se forma a temperaturas más elevadas. El rango de temperatura normalmente señalado para esta etapa es entre 100°C y 250°C aproximadamente.
2. Transformación de austenita retenida en ferrita y cementita. Esto ocurre únicamente una vez que el carburo de transición está bien establecido. Alrededor de 300°C (572°F) se completa la transformación y la cementita pasa a ser una parte importante de la microestructura tras el proceso de revenido a 300°C o temperaturas superiores.
3. Esta tercera etapa consiste en la formación de ferrita y cementita en sustitución del carburo de transición y la martensita baja en carbono, y tiene lugar a una temperatura alrededor de los 400°C, permitiendo obtener una estructura con mayor finura de grano.

⁴³ C. S. Roberts, B.L. Averbach and M-Cohen, "The Mechanism and Kinetics of the First Stage of Tempering" (1953) pp 576-604

B.S. Lement, B.L. Averbach and M. Cohen. "Microstructural Changes on Tempering Iron-Carbon Alloys" (1954) pp 851-881

F.E. Werner, B.L. Averbach and M. Cohen. "The Tempering of Iron-Carbon Martensite Crystals" (1957) pp 823-841

B.S. Element, B.L. Averbach and M. Cohen "Further Study of Microstructural Changes on Tempering Iron-Carbon Alloys" (1955) pp291-319



Los rangos de temperatura definidos para cada una de las tres etapas son unos valores aproximados y aceptados generalmente, pero, se debe tener en cuenta la dependencia de los tiempos de revenido y el solapamiento de los rangos de temperatura para las tres etapas.

2.2.4.6. *Tratamiento Criogénico.*

El tratamiento criogénico es uno de los tratamientos térmicos en ser aplicados más recientemente a los aceros para la modificación de su microestructura y la mejora de sus propiedades. Es un tipo de tratamiento del que todavía no se conoce con exactitud el efecto sobre el material y que parece provoca diversidad de opiniones, así como gran variabilidad en los resultados de los estudios llevados a cabo.

2.2.4.6.1. Mecanismos experimentados por el acero.

Se distinguen generalmente, el tratamiento criogénico superficial, en el cuál la temperatura de criogenización es de -80°C (denominado SCT del inglés Shallow Cryogenic Treatment), y el tratamiento criogénico profundo (DCT son sus siglas en inglés, provenientes de las palabras Deep Cryogenic Treatment), el cual se lleva a cabo a -196°C .

La principal ventaja o resultado positivo que se busca con este tipo de tratamiento es la mejora en la resistencia a desgaste. Esta mejora de la resistencia al desgaste se explica generalmente basándose en tres teorías que tratan de dar una mejor comprensión a este proceso todavía no comprendido en su totalidad. En primer lugar, una de estas teorías es la que dice que la mejora de la resistencia se debe a la transformación de la austenita retenida en martensita. Al llevar al material a una temperatura notablemente menor que la temperatura M_s , casi toda la austenita retenida se transforma en martensita, y se obtendrá un material más homogéneo en estructura y con un menor número de defectos (huecos, poros e imperfecciones), lo que dará como resultado unas mejores propiedades térmicas, y consecuentemente una mejor disipación del calor en la superficie.



La segunda teoría defiende la precipitación de carburos η como proceso que acontece durante el tratamiento y que propicia los cambios en el material. Los átomos de carbono que ocupan posiciones descolocadas con respecto a la estructura del acero, tras estar el material a temperaturas muy bajas, al volver a calentarse y alcanzar temperatura ambiente, estos átomos, se reordenan ocupando posiciones específicas formando estos carburos que favorecen la resistencia al desgaste.

Por último, algunos investigadores señalan el relevado de esfuerzos residuales como tercer mecanismo. Al sufrir el enfriamiento, el material se contrae y, cuando posteriormente se vuelve a llevar a temperatura ambiente, este se relaja y expande produciendo una reducción de los esfuerzos residuales, mejorando las propiedades del material.

2.2.4.6.2. Proceso del Tratamiento Criogénico.

Farhani y Niaki ⁴⁴ explican en su artículo publicado en 2008 el proceso normal llevado a cabo para un acero. Los tiempos normales de tratamiento son de alrededor de tres días, empleando 24 horas para cada uno de los procesos de cambio de temperatura, es decir, 24 horas para el enfriamiento del material y otras 24 para calentarlo y que vuelva a alcanzar la temperatura ambiente, y entre estas dos fases del proceso, el mantenimiento del material a la temperatura de criogenización durante alrededor de también unas 24 horas. Este tiempo de mantenimiento del material a la temperatura de criogenización puede variar según el tipo de material que se esté tratando y de los resultados previos obtenidos para el mismo, ya que en algunos casos, se ha comprobado la notable variación de los resultados en función del tiempo del tratamiento, lo que puede significar que, según el propósito de nuestro acero, nos interese mantenerlo durante un tiempo mayor o menor de esas 24 horas mencionadas.

En la Ilustración 40, también tomada de la misma fuente, se representan las tres fases, anteriormente comentadas, que pueden distinguirse en el tratamiento criogénico:

1. Enfriamiento desde temperatura ambiente hasta la temperatura de criogenización (alrededor de -196°C). Debe controlarse el ritmo de cambio de temperatura para evitar que pueda producirse un choque térmico.
2. Mantenimiento de esta temperatura de criogenización durante un periodo de tiempo determinado, normalmente de 24 horas.
3. Proceso de calentamiento para volver a alcanzar la temperatura ambiente, partiendo de -196°C . Al igual que en el proceso de enfriamiento, el ritmo de calentamiento debe controlarse para que no sea demasiado rápido y evitar que, en este caso, pueda producirse un agrietamiento del material.

⁴⁴ "CRYOGENIC TREATMENT OF METALS–A REVIEW OF EXPERIMENTAL STUDIES, UNDERLYING MECHANISM AND PROCESS EQUIPMENT" F. Farhani K.S. Niaki

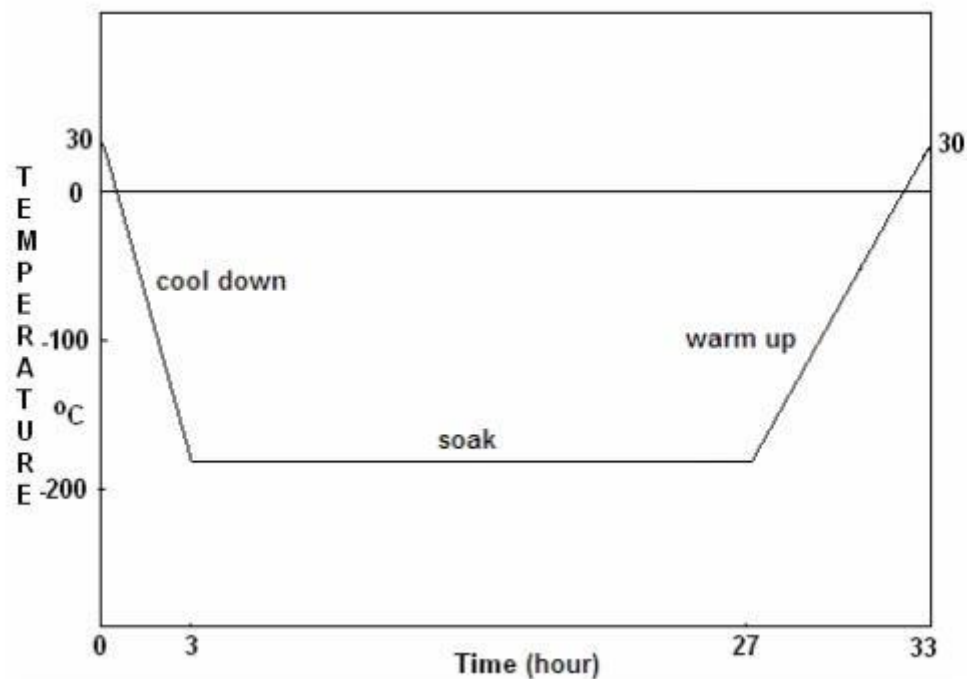


Ilustración 40. Representación del ciclo del tratamiento criogénico.

2.2.4.6.3. Estudios previos.

Numerosos estudios han sido llevados a cabo para tratar de conocer el verdadero efecto de este tipo de tratamiento en diversos aceros concretos y los posibles beneficios que pueda aportar para sus usos posteriores.

Oppenkowskia, Weberb y Theisen⁴⁵ llevan a cabo un estudio para conocer el efecto del tratamiento criogénico sobre el acero de herramientas AISI D2 obtenido por pulvimetalurgia. Llevan a cabo varios tratamientos sobre el material variando algunos parámetros y el orden de ejecución de los procesos y extraen como resultado del estudio que: los parámetros que mayor repercusión tienen son las temperaturas de austenización y revenido y, en relación con el tratamiento

⁴⁵ "Evaluation of factors influencing deep cryogenic treatment that affect the properties of tool steels" A. Oppenkowskia,*, S. Weberb, W. Theisena

criogénico, la velocidad de calentamiento y el tiempo del tratamiento, no así la velocidad de enfriamiento, que no tiene una repercusión notable sobre los resultados. En segundo lugar, el tratamiento criogénico mejora la elongación de rotura, la resistencia a flexión y el trabajo de deformación al aplicar una temperatura de austenización baja y una temperatura de revenido elevada. Una alta dureza de Vickers y respuesta al desgaste se obtienen si, por el contrario, aplicamos una elevada temperatura de austenización y una temperatura baja de revenido. Como última conclusión extraída durante este estudio, destacan que el ritmo de desgaste se mantiene constante para tiempos de tratamiento menores o iguales a 2 horas, y para tiempos superiores a 36 horas, este ritmo de desgaste alcanza un valor mínimo el cual vuelve a aumentar para mayores valores de tiempo.

Otro estudio llevado a cabo por Zhirafar, Rezaeianb y Pugh⁴⁶ sobre el efecto de este tipo de tratamiento sobre el acero 4340, con un uso realmente extendido en la industria, obtuvo como resultados del estudio lo siguiente:

1. Incremento de la dureza del material como resultado del aumento de la cantidad de martensita presente en éste (disminución de la austenita retenida).
2. Mejora del límite de fatiga del material tras someter al acero al tratamiento criogénico, justificado en relación con el aumento de la dureza y resistencia del material propiciado por dicho tratamiento.
3. Como efecto adverso observaron la reducción de la tenacidad de la energía de impacto previa al revenido, debida a una menor capacidad de absorción de impacto del acero.

Molinari *et al.*⁴⁷ llevaron a cabo un trabajo para conocer el efecto del tratamiento criogénico sobre los aceros rápidos (denominados en inglés HSS), y

⁴⁶ "Effect of cryogenic treatment on the mechanical properties of 4340 steel" S. Zhirafar a, A. Rezaeianb, M. Pugh

específicamente, sobre el acero rápido AISI M2 y el acero para trabajo en caliente AISI H13. En el estudio se sometió al material a diversas fases de tratamiento para ver cómo afectaba la variación de los tratamientos aplicados sobre las propiedades del material, incluyendo dentro de estas variaciones la inclusión o no del tratamiento criogénico y la aplicación como tratamiento final o intermedio. En lo referente a los aceros rápidos, la conclusión fue que con un tratamiento criogénico a -196°C , se mejoraba su dureza, y más significativo, su homogeneidad de dureza, lo que suponía un menor desgaste de la herramienta, alcanzando alrededor de un 50% de reducción del coste. Por otra parte, en el estudio concreto de los dos aceros, el acero AISI M2 aumentó su resistencia al desgaste, que puede relacionarse con el aumento de la dureza, y en el caso del acero AISI H13, también se aumentó su resistencia al desgaste, pero justificaron esta mejora de la propiedad en relación con el aumento de tenacidad. Por último, concluyeron que la repercusión del tratamiento criogénico cuando éste se lleva a cabo entre el temple y el revenido, es prácticamente despreciable.

El artículo “CRYOGENIC TREATMENT OF METALS–A REVIEW OF EXPERIMENTAL STUDIES, UNDERLYING MECHANISM AND PROCESS EQUIPMENT” publicado por F. Farhani y K.S. Niaki ⁴⁸ recoge los resultados obtenidos en diversos estudios llevados a cabo por otros investigadores en los cuales estudian las modificaciones producidas en distintos tipos de acero al someterlos a diversos tratamientos criogénicos. Este artículo que aúna los resultados de estudios sobre algunos aceros rápidos, acero inoxidable y otros tipos de aceros, resume las conclusiones obtenidas por cada uno de ellos, de las que se pueden extraer, de una manera general y bastante poco concreta, ya que tipo de acero parece variar su respuesta al tratamiento criogénico, que los beneficios de este tipo de tratamiento son: aumento de la resistencia a desgaste, en numerosos casos, aumento de la tenacidad del material y, por último, un aumento de la vida

⁴⁷ “Effect of deep cryogenic treatment on the mechanical properties of tool steels” A. Molinari, M. Pellizzari, S. Gialanella, G. Straffellini, K.H. Stiasny

⁴⁸ “CRYOGENIC TREATMENT OF METALS–A REVIEW OF EXPERIMENTAL STUDIES, UNDERLYING MECHANISM AND PROCESS EQUIPMENT” F. Farhani K.S. Niaki



útil de las herramientas de acero, lo que supone un beneficio en cuanto a la reducción de los costes de material.

2.4. Clasificación de los aceros según la norma AISI

Dentro de esta sección el objetivo es mostrar una clasificación de los aceros para poder tener una mejor localización y distribución de los aceros empleados comúnmente en la industria. En este caso se ha decidido seguir la normativa AISI. Esta designación es una contracción de las siglas en inglés de su nombre completo: *American Iron and Steel Institute* (Instituto Americano del Hierro y el Acero). Existen otro tipo de normativas empleadas en la industria y en los estudios del acero, siendo ésta una de las más extendidas, y por lo tanto, una de las principales razones que llevan a hacer uso de ella en este trabajo.

Para la clasificación de los aceros se pueden emplear distintos parámetros de referencia, siendo algunos de ellos: según el método de fabricación, el uso o la composición química. La clasificación según el método de manufactura, incluye el acero Bessemer, de crisol, acero de horno abierto, de hogar, acero al oxígeno, acero de horno eléctrico, etc. Otra clasificación es de acuerdo a su uso, refiriéndose generalmente al uso final del acero, siendo clasificados como: acero para máquinas, para resortes, para herramientas, para calderas o acero estructural.

Por último, la clasificación en función de su composición química es la que tiene un uso más extendido, siendo por ejemplo la que se ha decidido seguir, que es la que la normativa AISI utiliza. También se le denomina clasificación SAE (Society of Automotive Engineers), ya que esta sociedad fue la primera en establecer la nomenclatura, posteriormente tomada y ampliada por el instituto americano del acero y el hierro (AISI). Este tipo de clasificación se basa en el empleo de un sistema de cuatro dígitos para designar la composición de los aceros en función de su contenido de carbono y elementos aleantes. En las dos siguientes ilustraciones se puede comprender esta clasificación y sistema de nomenclatura:

Sistema AISI/SAE de Clasificación del Acero

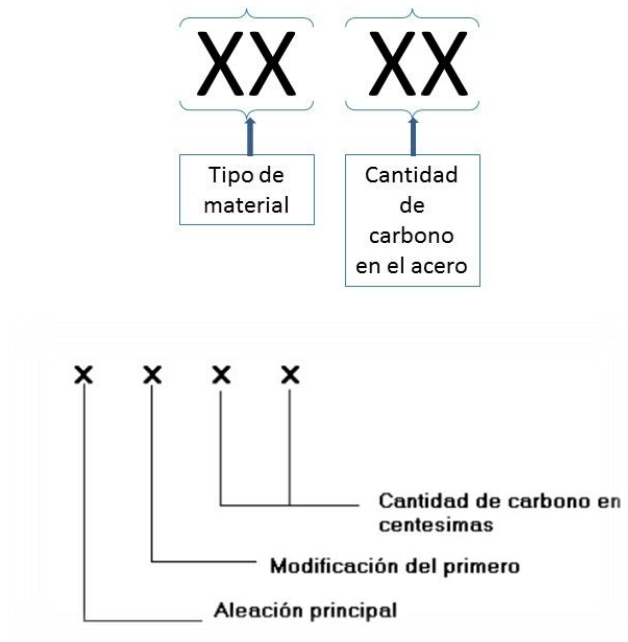


Ilustración 41⁴⁹. Representación sistema numeración norma AISI/SAE.

Ambas representaciones esquemáticas del sistema de clasificación AISI permiten una mejor comprensión del mismo. Cabe destacar que existen algunos tipos concretos de acero que son designados utilizando cinco dígitos (51XXX; 52XXX).

En la clasificación general empleando cuatro dígitos el primero de ellos se refiere al elemento principal que compone el acero, siendo por ejemplo los aceros al carbono los grupos 1XXX, a la vez subdivididos en cuatro categorías: 10XX; 11XX; 12XX; 15XX. Para los demás tipos de aceros de aleación, el sistema AISI/SAE utiliza la misma clasificación con la siguiente convención de numeración de los aleantes:

⁴⁹ <http://www.tegmetal.com/CLASIFICACION%20AISI.pdf>

<u>Dígito Identificador.</u>	<u>Elemento Aleante.</u>
1	Manganeso
2	Níquel
3	Níquel-Cromo (Cromo el principal aleante)
4	Molibdeno
5	Cromo
6	Cromo-Vanadio (Cromo el principal aleante)
7	Níquel-Cromo-Molibdeno (Molibdeno el principal aleante)
8	Níquel-Cromo-Molibdeno (Níquel el principal aleante)

Ilustración 42. Tabla primer dígito de nomenclatura en aceros AISI/SAE.

El segundo dígito señala la concentración del elemento principal del acero estudiado en tanto por ciento (1 significa concentración del 1%). Finalmente, los últimos dos dígitos de la nomenclatura, indican la cantidad de carbono presente en el acero, en centésimas.

La siguiente tabla recoge las denominaciones que las combinaciones de los dos primeros dígitos representan y permite comprender mejor esta clasificación:

Aceros al Carbono	10XX	Carbono ordinario. Mn 1.00% max
	11XX	Resulfurizados de fácil maquinado
	12XX	Resulfurizados /Refosforizados de fácil maquinado
	15XX	Carbono ordinario. Mn 1.00-1.65%
Aceros al Manganeso	13XX	Mn 1.75%
Aceros al Níquel	23XX	Ni 3.50%
	25XX	Ni 5.00%
Aceros al Níquel-Cromo	31XX	Ni 1.25%, Cr 0.65-0.80%
	32XX	Ni 1.75%, Cr 1.07%
	33XX	Ni 3.50%, Cr 1.50-1.57%
	34XX	Ni 3.00%, Cr 0.77%
Aceros al Molibdeno	40XX	Mo 0.20-0.25%
	44XX	Mo 0.40-0.52%
Aceros al Cromo-Molibdeno	41XX	Cr 0.50-0.95%, Mo 0.12-0.30%
Aceros al Níquel-Cromo-Molibdeno	43XX	Ni 1.82%, Cr 0.50-0.80%, Mo 0.25%
	47XX	Ni 1.05%, Cr 0.45%, Mo 0.20-0.35%
Aceros al Níquel- Molibdeno	46XX	Ni 0.85-1.82%, Mo 0.20-0.25%
	48XX	Ni 3.50%, Mo 0.25%
Aceros al Cromo	50XX	Cr 0.27-0.65%
	51XX	Cr 0.80-1.05%

	50XXX	Cr 0.50%, C 1.00% min
	51XXX	Cr 1.02%, C 1.00% min
	52XXX	Cr 1.45%, C 1.00% min
Aceros al Cromo-Vanadio	61XX	Cr 0.60-0.95%, V 0.10-0.015%
Aceros al Cromo-Tungsteno	72XX	W 1.75%, Cr 0.75%
Aceros al Níquel-Cromo-Molibdeno	81XX	Ni 0.30%, Cr 0.40%, Mo 0.12%
	86XX	Ni 0.55%, Cr 0.50%, Mo 0.20%
	87XX	Ni 0.55%, Cr 0.50%, Mo 0.25%
	88XX	Ni 0.55%, Cr 0.50%, Mo 0.35%
Aceros al Silicio-Manganeso	92XX	Si 1.40-2.00%, Mn 0.65-0.85%, Cr 0-0.65%
Aceros al Níquel-Cromo-Molibdeno	93XX	Ni 3.25%, Cr 1.20%, Mo 0.12%
	94XX	Ni 0.45%, Cr 0.40%, Mo 0.12%
	97XX	Ni 0.55%, Cr 0.20%, Mo 0.20%
	98XX	Ni 1.00%, Cr 0.80%, Mo 0.25%

Ilustración 43. Tabla dos primeros dígitos nomenclatura de aceros según norma AISI/SAE.

3. Estudio de los aceros concretos.

En este apartado lo que se tratará de hacer es situar dentro de lo mostrado anteriormente a los tres aceros que centran la atención de este trabajo. Es decir, se explicará dónde se sitúa cada uno dentro de la clasificación de los aceros expuesta anteriormente, se conocerá su composición y propiedades y, en relación con esto, la microestructura y tratamientos térmicos a los cuáles se les somete convencionalmente.

En lo referente a nomenclatura y datos formales se hará uso de la normativa AISI, siglas en inglés de *American Iron and Steel Institute* (Instituto americano del hierro y el acero), tal y como se ha llevado a cabo para la clasificación general de los aceros, y que cuenta con un uso muy extendido en la industria. De este modo, las nomenclaturas que según esta normativa reciben los aceros de este trabajo son:

- AISI 52100
- AISI 8620
- AISI 01

Se debe tener en cuenta que, según la normativa que se escoja para trabajar, presentará un conjunto de especificaciones concretas para aceros, en general comunes con otras normativas, pero que pueden diferir a pequeña escala. Esto quiere decir, por ejemplo ahora que estudiará la composición de los tres aceros, que si se toman los aceros de la norma AISI y se comparan con los que se les corresponden en alguna otra normativa, pueden encontrarse algunas diferencias menores en, por ejemplo, lo referente a las cantidades de elementos aleantes no prioritarios.

3.1. Composición química.

En esta sección se estudiará la composición química de los aceros que centran el presente estudio. De esta forma, se podrá conocer su contenido de carbono y de otros elementos aleantes concretos para cada uno de ellos.

Criterios	Min.	Max	Criterios	Min.	Max
C	0.1800	0.2300	C	0.9300	1.0500
Mn	0.7000	0.9000	Mn	0.2500	0.4500
P	-	0.0350	P	-	0.0250
S	-	0.0350	S	-	0.0150
Si	0.1500	0.3000	Si	0.1500	0.3500
Ni	0.4000	0.7000	Ni	-	0.2500
Cr	0.4000	0.6000	Cr	1.3500	1.6000
Mo	0.1500	0.2500	Mo	-	0.1000
			Cu	-	0.3000
			Al	-	0.0500
			O	-	0.0015

Ilustración 44⁵⁰. Composición química del acero AISI 8620 (izquierda) y AISI 52100 (derecha).

En estas ilustraciones 44 y 45 se ven las cantidades aproximadas o los rangos de cantidades de cada elemento aleante presente en los tres aceros. Como se puede observar, no se da una cantidad concreta, sino un rango de valores, ya que, en primer lugar, es difícil saber la cantidad exacta de cada aleante que contiene cada acero, y porque además, permite incluir a los aceros que presentan los mismos

⁵⁰ <http://www.keytometals.com/>

comportamientos y usos y cuyas composiciones no son exactamente iguales. De ahí que pueda incluso darse el caso de que, siendo el mismo acero, incluya o no alguno de los elementos aleantes (aquellos cuya cantidad mínima presente en el acero es nula), y por tanto, no son claves en la composición de dicho acero.

Criterios	Min.	Max
C	0.8500	1.0000
Mn	1.0000	1.4000
P	-	0.0300
S	-	0.0100
Si	0.1000	0.5000
Cr	0.4000	0.6000
V	-	0.3000
W	0.4000	0.6000

Ilustración 45. Composición química del acero AISI O1.

Se puede decir que los tres aceros tienen un contenido en carbono por debajo de 1%, destacando el acero AISI 8620, el cual es claramente un acero hipoeutectoide y con un contenido alrededor del límite que marca la zona de ferrita- α (se puede observar en el diagrama Fe-C de la Ilustración 12, página 47).

Así mismo, todos cuentan con la presencia de elementos aleantes que permiten modificar y mejorar sus propiedades. En concreto, los tres aceros tienen entre sus aleantes al manganeso (Mn), silicio (Si), y cromo (Cr), aunque en distintas proporciones. Además, cada uno de ellos cuenta con la presencia (o posible presencia, ya que algunos elementos aleantes pueden estar o no presentes en el acero) de otros elementos.

3.2. Elementos aleantes.

En esta sección el cometido será conocer los elementos aleantes que presentan estos tres aceros y la causa por la que éstos son añadidos, es decir, qué modificaciones beneficiosas para su uso final reportan lo que determina que su presencia sea importante. Se hará referencia tanto a los elementos aleantes comunes a los tres aceros, como a los que sólo están presentes en alguno de ellos.

3.2.1. Elementos aleantes comunes.

En primer lugar, se hará referencia a los elementos que tienen en común los tres aceros –están presentes en las composiciones de los tres-:

3.2.1.1. *Carbono (C).*

Como ya se ha comentado, su presencia es esencial para la formación de aceros, y por lo tanto, el más importante de los elementos de aleación. Es esencial para la formación de cementita (y otros carburos), perlita, bainita, esferoidita (agregado de carburos esféricos en una matriz de ferrita) y martensita. Estas microestructuras permiten obtener un amplio rango de propiedades y características. Pueden ser obtenidas mediante tratamientos térmicos concretos para cada tipo, como ya se ha comentado anteriormente. Muchos de los elementos aleantes se agregan en función a su efecto sobre el sistema hierro-carbono.

La adición de carbono a los aceros que centran este trabajo, hasta un máximo de 0,65% de C, permite un aumento de la dureza (más concretamente, de la templabilidad). También se puede aumentar la resistencia a desgaste si se aumenta la cantidad de carbono hasta un máximo del 1,5% de C. Por otro lado, hay que tener en cuenta que, con el aumento de carbono se reducen la tenacidad y la ductilidad.

En la Ilustración 46, que aparece recogida a continuación, se puede observar cómo el contenido de carbono afecta a diversas propiedades mecánicas del acero.

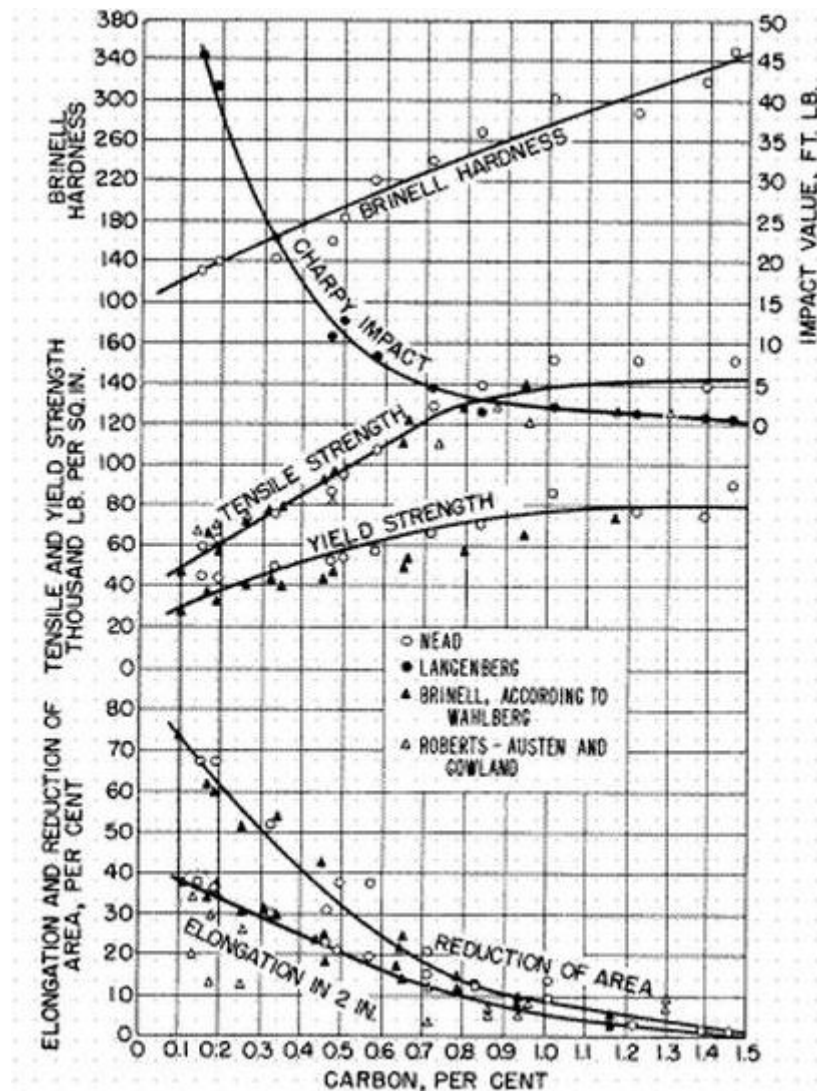


Ilustración 46. Variación de las propiedades mecánicas del acero en función de su contenido de carbono.

3.2.1.2. *Manganeso (Mn).*

Es un elemento aleante que suele estar presente en todos los aceros comerciales. Los principales beneficios que aporta la presencia de manganeso son: un aumento de la facilidad del acero para ser trabajado en caliente gracias a una reducción de su fragilidad en caliente; así como una mejora de la maquinabilidad cuando es combinado con azufre y forma una especie de nervios de sulfuro de manganeso. Así mismo, aunque en menor medida que el carbono, mejora la dureza y la resistencia del acero. Esto favorece la estabilidad del acero en el temple, lo que se traduce en una disminución de la velocidad crítica de enfriamiento (es decir, desplaza la nariz de la curva CCT hacia la derecha, hacia tiempos mayores).

Por otro lado, y también en menor medida que el carbono, la adición de manganeso a un acero produce una reducción de la ductilidad y la soldabilidad (que es inversamente proporcional a la templeabilidad).

El manganeso es beneficioso para la calidad superficial de todos los tipos de acero (excepto aceros efervescentes cuyo contenido en carbono es extremadamente bajo).

3.2.1.3. *Silicio (Si).*

Es uno de los desoxidantes más usados en la fabricación de acero. En aceros con bajo contenido en carbono normalmente produce una reducción de la calidad superficial.

Además, aumenta ligeramente la resistencia de la ferrita sin perjudicar demasiado la ductilidad, y cuando es usado en combinación con otros aleantes contribuye al aumento de la dureza y la tenacidad del acero.

3.2.1.4. Cromo (Cr).

Normalmente se agrega a los aceros para conseguir aumentar la resistencia a la corrosión y la oxidación (quizás los efectos más conocidos del cromo). También aumenta la templabilidad, mejora la resistencia a altas temperaturas y mejora la resistencia a abrasión en aceros con alto contenido en carbono.

Los aceros que contienen un 14% de cromo o más se denominan *aceros inoxidables*.

Normalmente el cromo es empleado como elemento endurecedor y a menudo se combina con un elemento que favorezca la tenacidad, como el níquel, para mejorar las propiedades mecánicas. Para temperaturas superiores el cromo aumenta la resistencia, usándose en combinación con el molibdeno para aplicaciones que requieren de esta característica.

3.2.1.5. Otros elementos aleantes.

Estos cinco elementos aleantes (si contamos al carbono como uno de los elementos aleantes) son los comunes a los tres tipos de acero, y como es lógico, también son de los más usados en los demás aceros. Ahora se hará referencia brevemente a los elementos aleantes que no son comunes a los tres tipos de acero pero que forman parte de los elementos aleantes básicos de alguno de ellos. Es decir, se presentarán los aleantes que es seguro que aparecerán en alguno/s de los aceros y no los que es posible que aparezcan pero cuya presencia no es esencial. Estos elementos son los siguientes:

3.2.1.5.1. Molibdeno (Mo).

Este elemento aumenta la templabilidad del acero y es particularmente útil para mantener la templabilidad dentro de unos límites específicos. Así mismo, minimiza

la susceptibilidad al aumento de la fragilidad del revenido. Para los aceros que contienen molibdeno deben emplearse temperaturas de revenido mayores para obtener el mismo reblandecimiento (softening).

También retrasa la transformación de la austenita en perlita mucho más de lo que retrasa la formación de austenita en bainita, de modo que, se puede formar bainita con enfriamiento continuo en aceros que contengan molibdeno.

3.2.1.5.2. Níquel (Ni).

El níquel aumenta la resistencia de la ferrita, debido a que no forma carburos en el acero, por lo que permanece en solución en la ferrita, y por lo tanto, aumenta la resistencia y tenacidad de esta fase.

Otro efecto de la adición de níquel a un acero es una disminución de la velocidad crítica de enfriamiento de éste.

Además, como ya se ha comentado en el cromo, al combinar estos dos elementos (cromo y níquel), se mejora la templabilidad, la resistencia al impacto y la resistencia a fatiga de los aceros que cuentan con estos elementos entre los que forman su composición en comparación con los que no lo hacen.

3.2.1.5.3. Wolframio o Tungsteno (W).

Permite una mejora de la dureza y produce un afinamiento de grano, además presenta un comportamiento excelente para elevadas temperaturas. Así, por ejemplo, para elevadas temperaturas de revenido forma carburo de tungsteno que es muy duro y estable. Este carburo ayuda a evitar el reblandecimiento del material durante el revenido. Gracias a su buen comportamiento a altas temperaturas, es muy usado en aceros rápidos para herramientas, donde la fricción entre la superficie y la herramienta puede generar temperaturas muy elevadas.



Universidad
Carlos III de Madrid
www.uc3m.es

3.3. Tratamientos Térmicos convencionales.

En este apartado la atención se centrará en un aspecto importante a la hora de conocer un acero, como son los tratamientos térmicos a los que ha sido sometido. Como ya se ha explicado los tratamientos térmicos detalladamente con anterioridad, ahora lo que se hará será conocer cuáles de esos tratamientos se han aplicado a cada uno de los tres aceros, los parámetros seleccionados (temperaturas, tiempos de tratamiento y algún otro dato de interés), así como las consecuencias o modificaciones que tienen éstos sobre el material base.

3.3.1 AISI 52100:

3.3.1.1 Normalizado (800-820°C).

Elevar la temperatura del acero hasta unos 50 a 70°C por encima de la temperatura A_{c3} para eliminar tensiones estructurales. Como ya se ha definido, en este tratamiento, el enfriamiento se produce al aire. En la Ilustración 47 puede observarse este tratamiento que sería representado por la línea más a la derecha en la imagen.

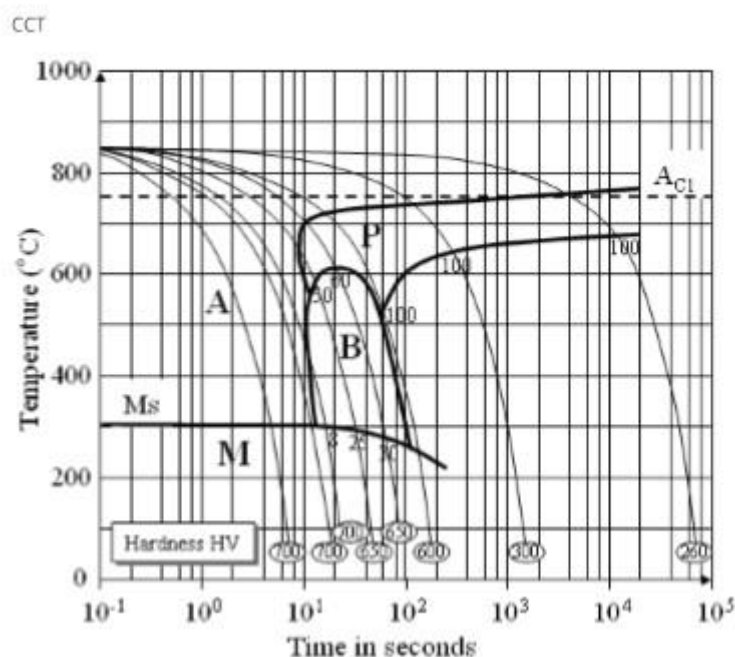


Ilustración 47⁵¹. Diagrama CCT para acero AISI 52100.

3.3.1.2 Temple (830 a 870°C):

La temperatura de calentamiento en el temple también debe ser superior a la temperatura A_{c3} para que vuelva a producirse austenita y, de este modo, se pueda obtener la estructura austenítica deseada durante el calentamiento, que debe ser lento y progresivo. El tiempo aproximado de mantenimiento a esta temperatura es de 1 minuto por milímetro de sección transversal. Finalmente, se lleva a cabo la tercera fase del tratamiento, que es el enfriamiento. Si el enfriamiento se lleva a cabo en aceite, se puede obtener una dureza de entre 63 y 66 HRC. Si se quiere obtener una dureza superior, de 67 HRC, el enfriamiento se lleva a cabo en agua. En este caso, si se observa la Ilustración 47, se haría referencia a alguna de las últimas 3 ó 4 líneas, empezando a mirar por la derecha, o las primeras empezando por la izquierda (las situadas en la parte izquierda de la ilustración).

⁵¹ <http://www.keytometals.com/>

3.3.1.3 Revenido (150 a 250°C).

El objetivo de este tratamiento, ya explicado, es conseguir principalmente un material con una mayor tenacidad y ductilidad, obteniéndose al mismo tiempo un material más blando. Aunque esto a veces suponga una reducción de la dureza.

El material es calentado a una temperatura notablemente por debajo de la temperatura A_{e1} y se mantiene durante algún tiempo para que la estructura se homogenice. Los tiempos de mantenimiento variarán entre 30 minutos y 4 horas, en función del espesor de la pieza, por ejemplo, para espesores de hasta 6mm, se suele fijar un tiempo de 45 minutos.

3.3.2 AISI 8620:

3.3.2.1 Normalizado (890 – 950°C).

En este acero la temperatura de normalizado es mayor porque la temperatura en este tipo de tratamiento debe estar ligeramente por encima de la temperatura A_{c3} en cada caso, y como es un acero con un contenido de carbono muy bajo - alrededor del 0,2%C-, para contenidos tan bajos, tal y como se puede observar en el diagrama hierro carbono (ver Ilustración 12 en página 47), la temperatura A_{c3} es de alrededor de 900°C. El objetivo de este tratamiento, ya comentado en diversas ocasiones, es la eliminación de tensiones.

3.3.2.2 Recocido (860 – 890°C).

Este tipo de tratamiento consiste en una fase de calentamiento por encima de la temperatura de austenización (A_3), que en este caso será alrededor de los 870°C. Posteriormente se debe mantener durante alrededor de 2 horas, y finalmente, se realiza un enfriamiento lento, dejando enfriar el material en el propio horno o en

aire quieto. Con este tratamiento, se consigue una homogenización de la microestructura y el afinamiento del grano, lo que se traduce en un aumento de la ductilidad, provocado por esa suavización de la microestructura, y a la vez una reducción de la dureza. Correspondería con la línea de enfriamiento más lenta, la que aparece en la derecha del todo en la siguiente imagen, Ilustración 48:

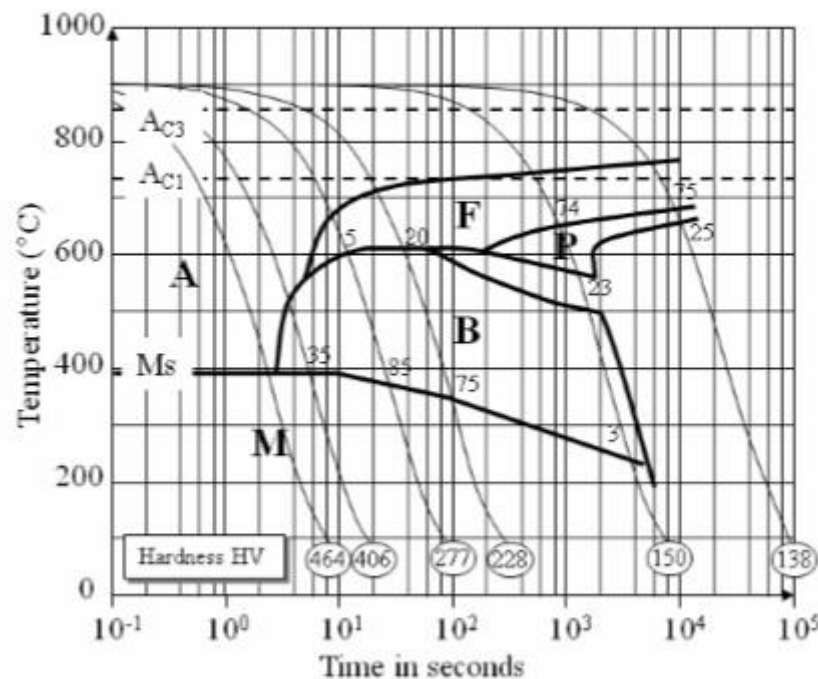


Ilustración 48. Diagrama CCT para acero AISI 8620.

3.3.2.3 Temple (840 – 860°C, si se somete a cementado; 200 – 700°C si es templado sin cementar).

El cementado es un tratamiento superficial a que se somete a algunos aceros para aumentar la dureza de su capa más externa -su superficie- sin modificar su núcleo. Consiste en austenizar (alcanzar la temperatura para la cual se forma austenita en el acero) el material dentro de una atmósfera rica en carbono, de modo que la capa superficial del acero absorba carbono, y por lo tanto gane en dureza, sin llegar a afectar al núcleo del material. Para este acero concreto, el cementado se lleva a cabo entre 880°C y 925°C.

Dependiendo de si en cada caso el acero ha sido sometido o no a este tipo de tratamiento, la temperatura que se alcanzará en el temple será de alrededor de 850°C en caso de sí haber sido cementado, y en caso contrario, de entre 200°C y 700°C. El tiempo de la fase de mantenimiento de la temperatura tendrá una duración de alrededor de 1 minuto por milímetro, con una duración mínima de 1 hora. Como ya se ha hecho referencia, la fase de enfriamiento del temple es muy rápida, por lo que en la Ilustración 48, como era de esperar, está representada por las líneas más a la izquierda de dicho diagrama CCT.

3.3.2.4 Revenido (150 – 260°C).

Ya explicado con anterioridad, el revenido se lleva a cabo para aumentar la tenacidad y ductilidad del acero, aunque esto suponga una pequeña pérdida de dureza. En este caso, la temperatura alcanzada durante el tratamiento es entre 150 y 260°C para, posteriormente, mantener esta temperatura durante unos 10 minutos por milímetro de sección transversal, con un mínimo de 1 hora, y finalmente se lleva a cabo un enfriamiento. Como ya se ha mencionado al explicar el revenido, el enfriamiento no juega un papel demasiado importante en este tratamiento, por lo que suele ser rápido por motivos de productividad y aprovechamiento del tiempo.

3.3.3 AISI 01:

3.3.3.1 Normalizado (800-820 °C).

El objetivo es también el de eliminar tensiones estructurales y el rango de temperatura es el mismo que en el caso del acero AISI 52100, ya que los contenidos de carbono en ambos casos son muy similares.

En la Ilustración 49 está representado por las líneas de enfriamiento más lento, las líneas que aparecen más a la derecha en la imagen.

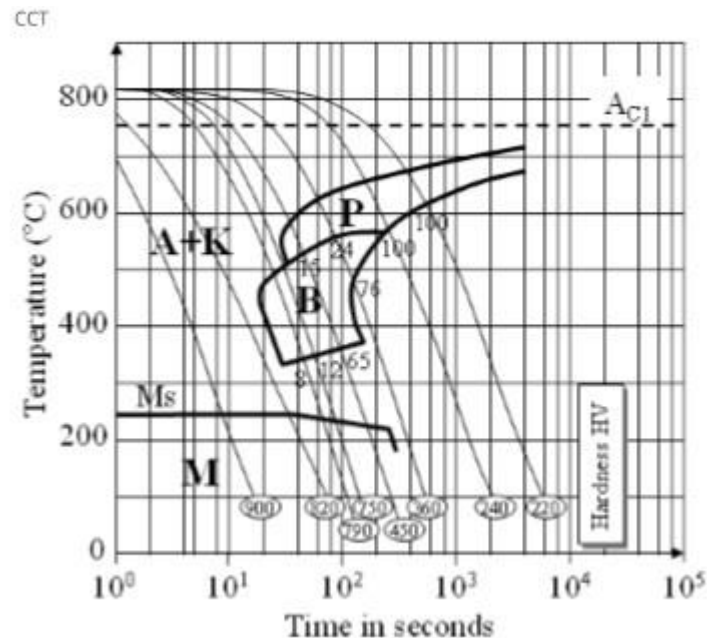


Ilustración 49. Diagrama CCT para acero AISI O1.

3.3.3.2 Temple (780 a 820 °C).

En este caso el tratamiento es exactamente igual que en el acero AISI 52100, únicamente cambiando la temperatura de calentamiento y el resultado final de dureza. Como cualquier tratamiento de temple, consta de una fase de calentamiento, en este caso hasta alcanzar una temperatura alrededor de los 800°C, seguida de una segunda fase, ésta de mantenimiento de la temperatura; el tiempo de mantenimiento será de 1 minuto por milímetro de sección.

Finalmente se llevará a cabo el enfriamiento, en este caso en aceite. Como resultado se obtendrá una dureza de entre 63 y 65 HRC. Correspondería con las primeras dos líneas, incluso tres, del diagrama CCT (empezando por la parte izquierda de la imagen) mostrado en la Ilustración 49 para este tipo de acero.

3.3.3.3 Revenido (175 a 315 °C).

Este tipo de tratamiento ya ha sido explicado anteriormente en lo referente a las fases y sus consecuencias en las propiedades del material, por lo que, sólo se verán los datos que varían en este caso. Estos son la temperatura de revenido, es decir, a la que se mantiene después de recalentar el material, que oscila entre 175°C y 315°C, variando en función de la tenacidad y dureza deseadas, que son respectivamente, directa e inversamente proporcionales a la temperatura de revenido.

Se recomienda mantener la temperatura 10 minutos por cada milímetro, con un mínimo de 1 hora. La Ilustración 50 muestra una gráfica que enfrenta la dureza (HRC) del acero AISI O1 con la temperatura de revenido (°C).

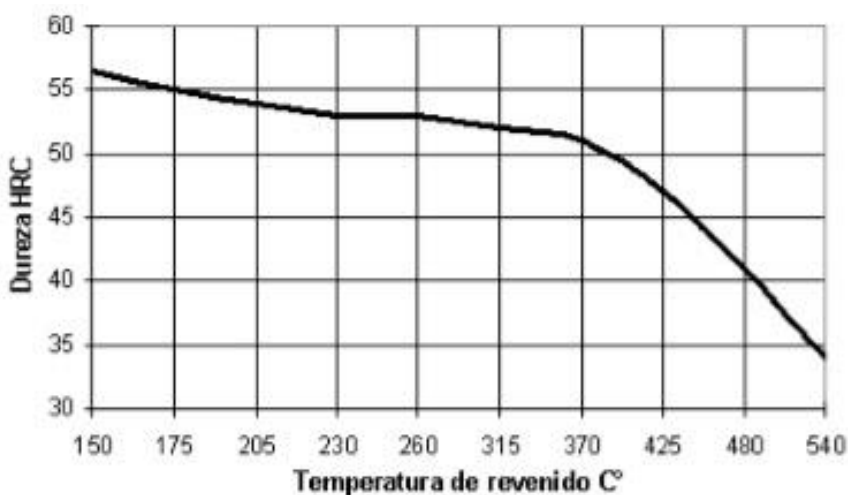


Ilustración 50. Valor final de dureza para el acero AISI O1 en función de la temperatura de revenido.

3.4 Propiedades y usos aceros base.

<u>Tipo de Acero</u>	<u>Dureza (HRC)</u>	<u>Dureza (HB)</u> (barras)	<u>Límite Elástico</u>	<u>Resistencia a Tracción.</u>	<u>Aplicaciones.</u>
AISI 52100	60 - 67 ⁵²	207 ⁵³	295.000 psi ⁵⁴	325.000 psi ²⁶	Rodamientos, cojinetes y aplicaciones que requieran buena resistencia al desgaste.
AISI 8620	57 - 63 ⁵⁵	212 ⁵⁶	370-390 ⁵⁷	530-540 ²⁹	Piñones cementados, automóviles, maquinaria agrícola, cremalleras y árboles de transmisión.
AISI O1	((55 - 62)) ⁵⁸	212 ⁵⁹	1500 - 2200 ⁶⁰	-	Molde de conformado en frío, herramientas de corte y roscado, matrices y punzones.

Ilustración 51. Tabla comparación propiedades de los tres aceros. AISI 52100, AISI 8620 y AISI O1.

⁵²<http://www.rgpballs.com/en/products/BALLS/QUICK-SELECTION/STEEL/CHROME-STEEL/AISI-52100-100Cr6-CHROME-STEEL-BALLS>

<http://mechanicalpower.net/pdf/Materials52100-PBT.pdf>

⁵³ <http://www.keytometals.com/>

⁵⁴ <http://mechanicalpower.net/pdf/Materials52100-PBT.pdf>

⁵⁵ (((archivo adjunto XXX)))

⁵⁶ <http://www.keytometals.com/>

⁵⁷ http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=alloy_steel_sae_8620

<http://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=6754#4>

⁵⁸ http://www.bucorp.com/files/aisi_o1.pdf

<http://www.sumindu.com/especificaciones/5-%2001.pdf>

⁵⁹ <http://www.keytometals.com/>

⁶⁰ http://www.bucorp.com/files/aisi_o1.pdf



Universidad
Carlos III de Madrid
www.uc3m.es

3.5 Tratamiento criogénico.

Una vez han sido explicados los tratamientos térmicos convencionales a que se someten los aceros que centran este estudio, se procederá a conocer el tratamiento que realmente centra el interés en el presente proyecto: el tratamiento criogénico. Como, al igual que para el resto de tratamientos, ya se ha llevado a cabo una explicación general sobre el tratamiento criogénico en el apartado 2.2.4.6., comentando en qué consiste, sus fases y otros detalles de importancia, en esta sección lo que se hará será conocer los detalles que difieren del caso general o los que son particulares de este caso.

Como ya se ha visto, el tratamiento criogénico consiste en someter al material a una temperatura muy baja por un periodo de tiempo concreto, pudiendo distinguir dentro de este proceso tres fases:

- 1) Enfriamiento: desde la introducción del acero en la cámara criogénica hasta que se alcanza la temperatura mínima a la cual se quiere mantener la muestra. La temperatura mínima a alcanzar es uno de los parámetros que definen el proceso.
- 2) Mantenimiento de la temperatura: de forma que toda la masa alcance la temperatura mínima. El tiempo de esta fase de mantenimiento es un factor importante.
- 3) Calentamiento: fase final en la que el acero deja de ser enfriado y va aumentando su temperatura hasta alcanzar la temperatura ambiente.

Una vez recordadas estas tres fases y, sobretodo, los dos factores más importantes que definen el tratamiento criogénico que se aplicará -temperatura mínima y tiempo de mantenimiento de ésta-, se procederá a ver los datos concretos de este proyecto de investigación.

3.5.1 Tipos de tratamientos criogénicos aplicados.

Dentro de este proyecto se ha trabajado aplicando dos tipos diferentes de tratamiento criogénico, con los siguientes parámetros:

- Tratamiento tipo 1 {
 - Temperatura Mínima= -196°C
 - Tiempo de Tratamiento = 24h.

- Tratamiento tipo 2 {
 - Temperatura Mínima= -80°C
 - Tiempo de Tratamiento = 1h.

La aplicación de estos 2 tipos diferentes de criogénico, variando ambos parámetros entre uno y otro tratamiento, tiene como objeto el estudio de la influencia de cada uno de ellos y el alcance dicha influencia. De este modo se podrá saber el impacto de cada tratamiento sobre estos tres aceros y sus características finales, saber si son de interés –muestran unos resultados satisfactorios-, y si sí lo son, saber si existe una diferencia notable entre ambos de modo que merezca la pena aplicar el tratamiento C1 (-196°C , 24h), o por el contrario la diferencia de resultados entre el tratamiento C1 y el tratamiento C2 (-80°C , 1h) no sea suficiente como para justificar el mayor gasto que éste supone –al tener que conseguir una temperatura mínima menor y tener que mantenerla por un período de tiempo notablemente más prolongado-.

3.5.2 Rutas de tratamientos térmicos.

Otro aspecto importante a la hora de diseñar los tratamientos térmicos a que se va a someter a un material, además de las condiciones del propio tratamiento, es lo que podríamos definir como la “interacción” con los demás tratamiento térmicos.

Convencionalmente, como ya se ha explicado en el apartado anterior, a los tres tipos de aceros que centran este trabajo se les somete a una ruta con los tratamientos de Cementado –no siempre-, Templado y Revenido, en este orden, ya que tras muchos estudios y años de experiencia ha sido definida como la más interesante y beneficiosa para los usos posteriores de los aceros. La ruta convencional seguida aparece representada en la siguiente imagen:

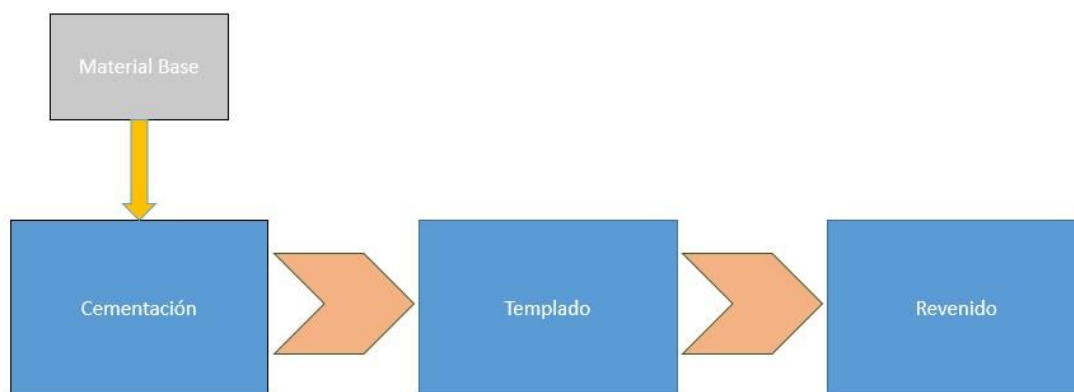


Ilustración 52. Ruta de tratamientos térmicos convencionales.

Es entonces normal plantear ahora la duda y el interés de conocer el paso en que debería situarse al tratamiento criogénico en relación con los demás tratamientos aplicados, de modo que se consigan los mejores resultados o se pueda conocer cómo varían éstos en función del paso que ocupe el criogénico.

Para poder completar este objetivo, lo que se ha decidido, tal y como era de esperar, ha sido probar diferentes secuencias de tratamientos, introduciendo el tratamiento criogénico en cada una de las posiciones que puede ocupar en relación con los demás tratamientos, y tomando muestras en cada caso. De esta forma, se han obtenido tres posibles rutas de interés recogidas a continuación:

- RUTA 1: Tratamiento Criogénico seguido de tratamiento convencional (Cementado + Templado + Revenido). La cual será denominada simplemente con la nomenclatura “R1”:

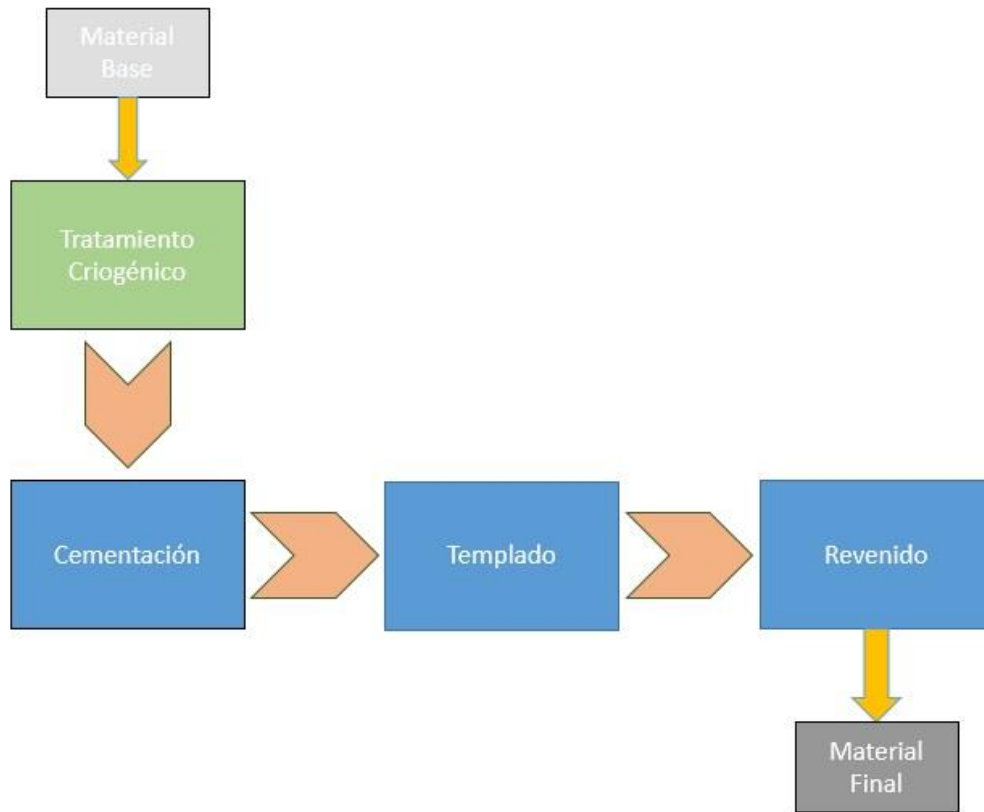


Ilustración 53. Ruta criogénica 1 (C1).

- RUTA 2: Tratamiento convencional incluyendo el tratamiento criogénico en la interfase templado-revenido (Cementado + Templado + Tratamiento Criogénico + Revenido). Para esta segunda ruta con la criogenización como fase intermedia, se empleará la denominación “R2”:

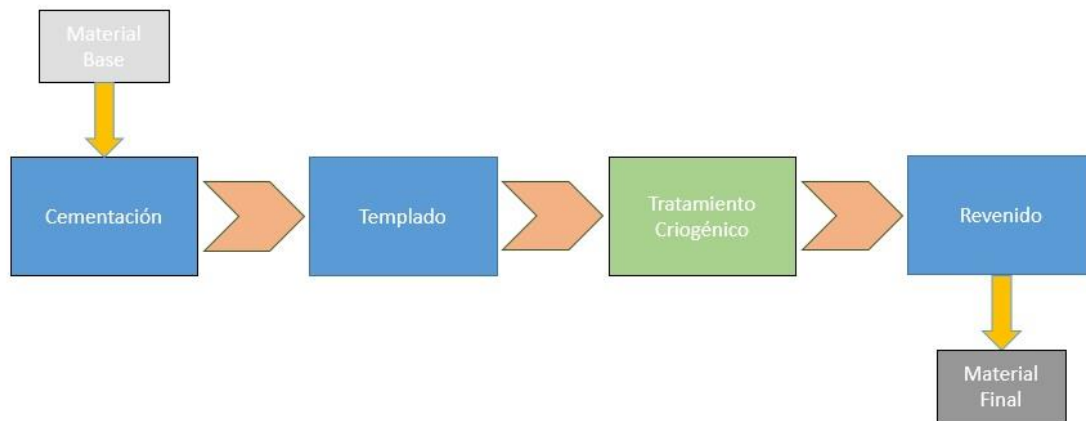


Ilustración 54. Ruta criogénica 2 (C2).

- RUTA 3: Tratamiento convencional con inclusión del tratamiento criogénico al final del mismo (Cementado + Templado + Revenido+ Tratamiento Criogénico). Por último, para esta tercera ruta en que el criogénico es el último tratamiento térmico, la nomenclatura, como puede deducirse, será “R3”:



Ilustración 55. Ruta criogénica 3 (C3).

Como puede observarse, el único paso en que no se ha estudiado el tratamiento criogénico es en la interfase cementado-templado. Esto es debido a que, de acuerdo con la información resultante de estudios e investigaciones anteriores



consultada⁶¹ como paso previo a la realización del proyecto, se concluyó que no era de interés, ya que con gran seguridad, incluir el criogénico en este paso no mejoraría las propiedades para ninguno de los dos tipos de tratamiento. Así mismo, en cualquier tratamiento térmico convencional en que se incluya cementado y templado del material, estos seguirán esta misma secuencia: primero cementado, seguido inmediatamente del proceso de templado, ya que se ha concluido que, de esta forma se obtienen los mejores resultados. Excluyendo este caso, las demás posibilidades en lo referente a la modificación de la secuencia de tratamientos térmicos seguida por los aceros han sido testadas, tal y como se ha explicado con anterioridad.

⁶¹ V. Firouzdor, E. Nejati, F. Khomamizadeh. "Effect of deep cryogenic treatment on wear resistance and tool life of M2 HSS drill" (2007).
D. Das, A.K. Dutta, K.K. Ray. "Optimization of the duration of cryogenic processing to maximize wear resistance of AISI D2 steel" (2008)

4 PROCESO LLEVADO A CABO.

4.1 Introducción.

El proyecto llevado a cabo por el Departamento de Ingeniería Mecánica de la Universidad Carlos III de Madrid, Área de Fabricación, recibe el nombre de “Tratamiento criogénico para la producción integral sostenible de mecanizado de piezas metálicas endurecidas”. Está comprendido dentro del ámbito de un proyecto del CDTI (Centro para el Desarrollo Tecnológico Industrial), “una Entidad Pública Empresarial, dependiente del Ministerio de Economía y Competitividad, que promueve la innovación y el desarrollo tecnológico de las empresas españolas”⁶². El CDTI presta apoyo institucional y económico a iniciativas y empresas relacionadas con I+D+i (Investigación, Desarrollo e Innovación).

El objetivo principal de este proyecto es estudiar las posibilidades de aplicación del tratamiento criogénico a los tres tipos de acero estudiados y las ventajas y viabilidad de este tipo de tratamiento en los usos industriales dados a estos materiales concretos.

4.2 Pasos del proceso.

Este proyecto llevado a cabo por el departamento universitario en relación con la iniciativa empresarial, pretende obtener unos resultados exhaustivos y concluyentes sobre los aceros estudiados, por lo tanto debe estudiar cómo afecta el tratamiento criogénico a los materiales con el mayor grado de detalle y profundidad de estudio posible. Con este objetivo en mente, se puede hacer una división del proyecto en dos partes: una parte desde la óptica del estudio de los materiales, que permita conocer mejor las modificaciones a nivel de fases y

⁶² <http://www.cdti.es/index.asp?MP=6&MS=5&MN=1>

microestructuras, así como propiedades mecánicas de cada uno de los aceros como consecuencia de este tratamiento aplicado. Y por otra parte, desde el punto de vista de la fabricación, estudiar el comportamiento de los materiales al ser sometidos a diversas operaciones de mecanizado y cómo este comportamiento varía, si es que se modifica significativamente, a causa del tratamiento criogénico al que hayan sido sometidos.

En primer lugar se decidió llevar a cabo el estudio del material desde la orientación del estudio del material y su modificación estructural, y posteriormente y en función de estos resultados, estudiar la respuesta ante procesos de mecanizado.

Como pasos previos al estudio de los materiales fueron necesarias una serie de operaciones de preparación de las muestras que permitiesen llevarlos a cabo de forma óptima. Estas operaciones previas están recogidas a continuación y son aquellas en las que el alumno, y autor de este trabajo, participó más activamente.

4.2.1 Corte de muestras.

Las piezas originales, suministradas por la propia empresa presentaban una forma de disco de unos 10cm de diámetro, lo que dificultaba su manejabilidad para posteriores operaciones. Así mismo, la preparación de unas muestras tan grandes para el estudio del material a nivel microscópico supondría un empleo innecesario de tiempo y maquinaria.

Por lo tanto, se decidió cortar las piezas originales para obtener muestras más pequeñas y manejables.

Para poder cortar este tipo de materiales debidos hacer uso de una máquina específica para ello, denominada cortadora metalográfica, como la disponible en el

laboratorio de materiales de la universidad. La máquina está compuesta por: el sistema de sujeción de la pieza, ajustable por una guía longitudinal y otra transversal ajustables; el soporte del disco de corte; el disco de corte, que no es fijo sino que puede cambiarse según el material a cortar, en este caso se empleó un disco de diamante, que permite cortar un material como el acero, aunque pueden emplearse discos de otros materiales; los botones de control de la máquina y el sistema de refrigeración, el cuál inyecta taladrina (mezcla de agua y aceites) a medida que se produce el corte con los objetivos de refrigerar el disco de corte y la pieza, evitar las posibles chispas que puedan originarse al cortar el acero, y por último evacuar virutas que puedan originarse. Las siguientes imágenes tomadas de la máquina empleada en el laboratorio permiten comprender e identificar mejor estas partes enumeradas.



Ilustración 56. Vista frontal cortadora metalográfica.

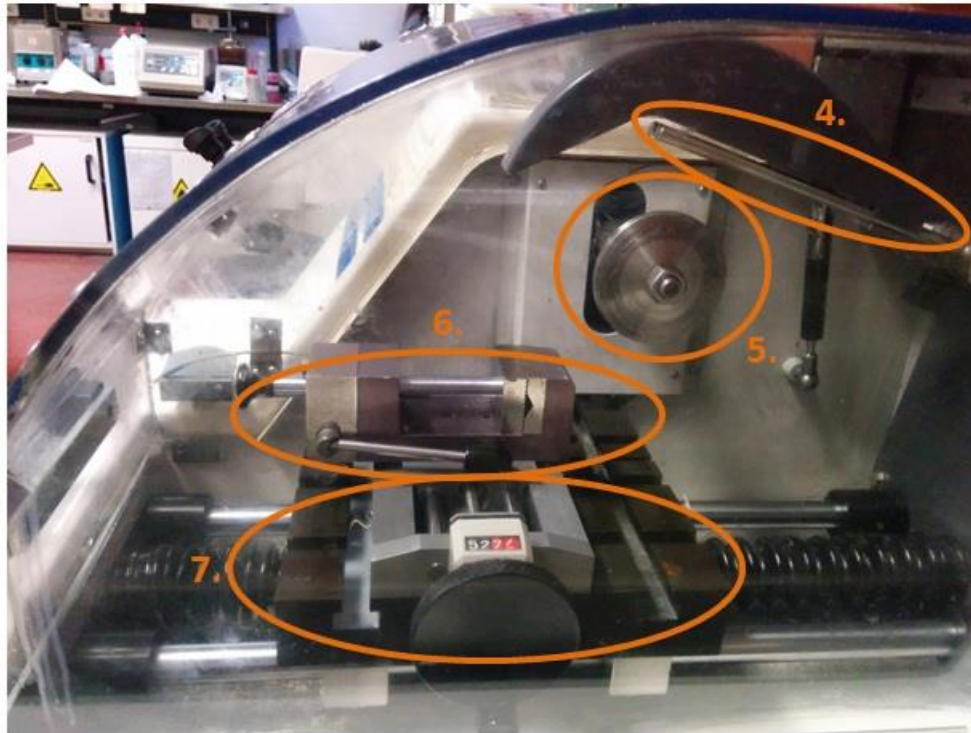


Ilustración 57. Vista lateral cortadora cristalográfica.

En las imágenes se ha numerado cada una de las partes descritas anteriormente y algunas otras identificables:

1. Carcasa protectora.

Evita que la taladrina (refrigerante) o las posibles virutas o trozos de material resultantes del proceso de corte salgan de la zona de corte y facilita que el proceso sea más limpio y seguro.

2. Sistema de control.

Permite mover el carro portador de la pieza longitudinal y transversalmente, así como accionar el sistema de refrigeración y aumentar o disminuir la velocidad de corte. El botón rojo en la zona izquierda es para parada de seguridad.



4. Cajón de residuos.

Posibilita la recogida del líquido refrigerante sobrante de la operación, y además facilita poder procesarlo convenientemente una vez desechado.

5. Difusor de taladrina.

Conducto que guía al líquido refrigerante hasta la zona de corte. Como se ha nombrado, el líquido refrigerante es taladrina, una mezcla de agua y aceites vegetales.

6. Soporte del disco de corte.

En esta imagen no está colocado el disco, que iría sujeto con ayuda del sistema tornillo-tuerca visible en la imagen. Puede moverse verticalmente según lo requiera la operación de corte.

7. Sistema de sujeción.

Este sistema permite sujetar la pieza a cortar y tiene una guía ajustable para diferentes tamaños.

8. Carro que porta al sistema de sujeción.

Es el responsable del avance durante la operación de corte, ya que el disco tiene una posición longitudinal fija. En la imagen se aprecian las dos guías metálicas por donde éste se desplaza.

El sistema de sujeción de esta máquina posibilita trabajar con piezas de tamaño reducido. Además, el sistema de control permite la modificación de diversos parámetros de corte para ajustarse a las necesidades de cada operación. Se pueden decidir los siguientes parámetros: la posición de la pieza al inicio de la operación,

la velocidad de aproximación, la velocidad de avance y la velocidad de corte. Los valores que en el caso que se describe han sido empleados para cada parámetro de velocidad están recogidos en la siguiente tabla:

Velocidad de avance	10 mm/min
Velocidad de corte	1800rev/min

Ilustración 58. Tabla velocidades de trabajo de la cortadora cristalográfica.

4.2.2. Desbastado de muestras.

Una vez que se han cortado las piezas para que tengan un tamaño más manejable y acorde a los procesos de preparación de muestras que se van a llevar a cabo, se puede proceder con estas operaciones previas al estudio de los aceros.

La primera operación propiamente dicha de trabajo sobre el material para poder obtener muestras con condiciones óptimas para su estudio, es el desbaste de las mismas. Se emplea una máquina específica dedica a tal uso, una desbastadora metalográfica. La desbastadora consta de un plato giratorio que permite colocar y mantener sujeta encima del mismo una lija de forma circular mientras el plato se mueve a la velocidad de giro deseada. La velocidad a la que gira el plato se puede seleccionar mediante las flechas de aumento y reducción de la velocidad, empleando valores de entre 100 y 600 RPM. Dependiendo de cada muestra, tanto sus dimensiones y manejabilidad, como el propio material y su facilidad para ser lijado se seleccionará una velocidad u otra.

Así mismo, la desbastadora cuenta con un sistema de refrigeración a base de agua, que ayuda a limpiar la superficie de la muestra y de la lija de material desprendido, mejorar la lubricación del proceso, y en menor medida, ayuda evitar que la pieza se caliente en exceso. Se pueden emplear diversas lijas con grosores de grano distintos, lo cual dependerá principalmente de las propiedades del material y la facilidad para ser desbastado. En el caso descrito se han empleado varios tipos de lija, en concreto seis diferentes: 120, 180, 320, 400, 600 y 1000. Empezando por la lija de 120, con un grano más grueso, que facilitan un mayor arranque de material, de modo que el avance hacia el interior del material, zona de mayor interés para el estudio, sea en principio más rápido, arranque más material. A medida que se van eliminando las capas superficiales, se pasa a emplear lijas de grano más fino, que produzcan un arranque de material más suave, de modo que permitan obtener una superficie de material más apta para su estudio, finalizando con la lija de 1000.

Este proceso nos permite también eliminar los posibles defectos superficiales sufridos durante el procesado anterior de la pieza, como podrían ser arañazos, rayas o desprendimiento de material.

En este caso, la sujeción de la muestra se realiza manualmente, tratando de orientar cada pieza durante el proceso de desbaste en orientaciones perpendiculares entre lijados sucesivos, de modo que la orientación de las rayas o marcas producidas por el pulido con cada tipo de lija forme 90° con el inmediatamente anterior, y por lo tanto, también con el siguiente.

De este modo, durante el lijado de la muestra, las lijas 120, 320 y 600 han tenido una misma orientación y las lijas 180, 400 y 1000 otra orientación, perpendicular a la anterior. Esta forma de orientar perpendicularmente la muestra entre lijados sucesivos permite distinguir con facilidad a cuál de los dos procesos de lijado –si al que se está llevando a cabo o al realizado con la lija anterior- pertenece cada una

de las rayas observadas en la superficie. De este modo, cuando todas las rayas del lijado anterior han desaparecido a favor de las de la nueva orientación, se concluye el trabajo con esa lija y se procede a emplear la siguiente.

La fuerza o presión con que se realiza la operación no debe de ser excesiva para que no se produzcan rayas de demasiada profundidad que puedan dañar la superficie del material.

La Ilustración 59 que se muestra a continuación es una fotografía tomada en el laboratorio de trabajo en que puede observarse la máquina desbastadora empleada durante el proceso de preparación de la muestras.



Ilustración 59. Desbastadora metalográfica.

En ella aparecen señaladas las tres partes principales que la componen:

1. Tubo que permite el suministro de agua.

En este caso el agua es necesaria para, como se ha nombrado anteriormente, mejorar la evacuación de restos de material y mejorar el proceso de desbaste. El tubo señalado tiene una serie de huecos a lo largo de toda su longitud que facilitan que el agua pueda llegar a todos los puntos del radio de la lija.

2. Plato giratorio.

Sobre él se colocan las lijas de forma circular y son sujetas mediante una arandela metálica circular que permite fijar al plato la lija empleada. La arandela se puede apreciar en la imagen, cubriendo el borde del plato. El plato es el encargado de realizar el movimiento giratorio de lijado gracias al punto de apoyo de la base que transmite el movimiento, y a la velocidad seleccionada mediante los botones de velocidad.

3. Botones de control.

Permiten seleccionar los parámetros de trabajo deseados: sentido de giro del plato, flechas que permiten aumentar o disminuir la velocidad de giro, botón de activación del suministro de agua. También tiene un botón de parada y botón de arranque, y el botón rojo grande de la parte frontal derecha de la máquina permite la parada de emergencia de la misma.

4.2.3. Pulido de muestras.

El objetivo de esta operación es eliminar todas las rayas que queden producto de la operación anterior, y obtener una superficie perfectamente plana, sin rayas y con alto pulimiento. Para poder alcanzar este objetivo, se hace uso de un paño sobre cuya superficie se aplica una mezcla de agua y un óxido de aluminio, denominado comúnmente alúmina, que facilita la abrasión de la superficie de la pieza. Para este caso concreto, se hizo uso de dos tipos distintos de paño (son paños de material suave, terciopelo o similar): un primer pulido empleando alúmina de $1\mu m$, y un segundo pulido más fino, que permite obtener un mejor acabado con alúmina de $0,3\mu m$. El proceso termina cuando la superficie es un espejo perfecto, de modo que permita obtener una imagen más clara de la superficie cuando sea estudiada en el microscopio.

Como dato sobre el proceso de pulido cabe mencionar que en el proceso de pulido de otro tipo de materiales que no son metales, se suelen emplear otro tipo de materiales abrasivos diferentes de la alúmina.

La máquina empleada para este paso del proceso de preparación de las muestras, que puede verse en la Ilustración 60, es una pulidora metalográfica. Su mecanismo de funcionamiento es muy similar al de la desbastadora, llegando incluso a poder emplearse la misma máquina para realizar ambas operaciones simultáneamente -máquinas que integran dos platos, uno para cada operación-, o bien emplear la misma máquina, sólo teniendo que cambiar el plato, sustituyendo el anterior plato para lijas por el necesario para pulir en este paso.

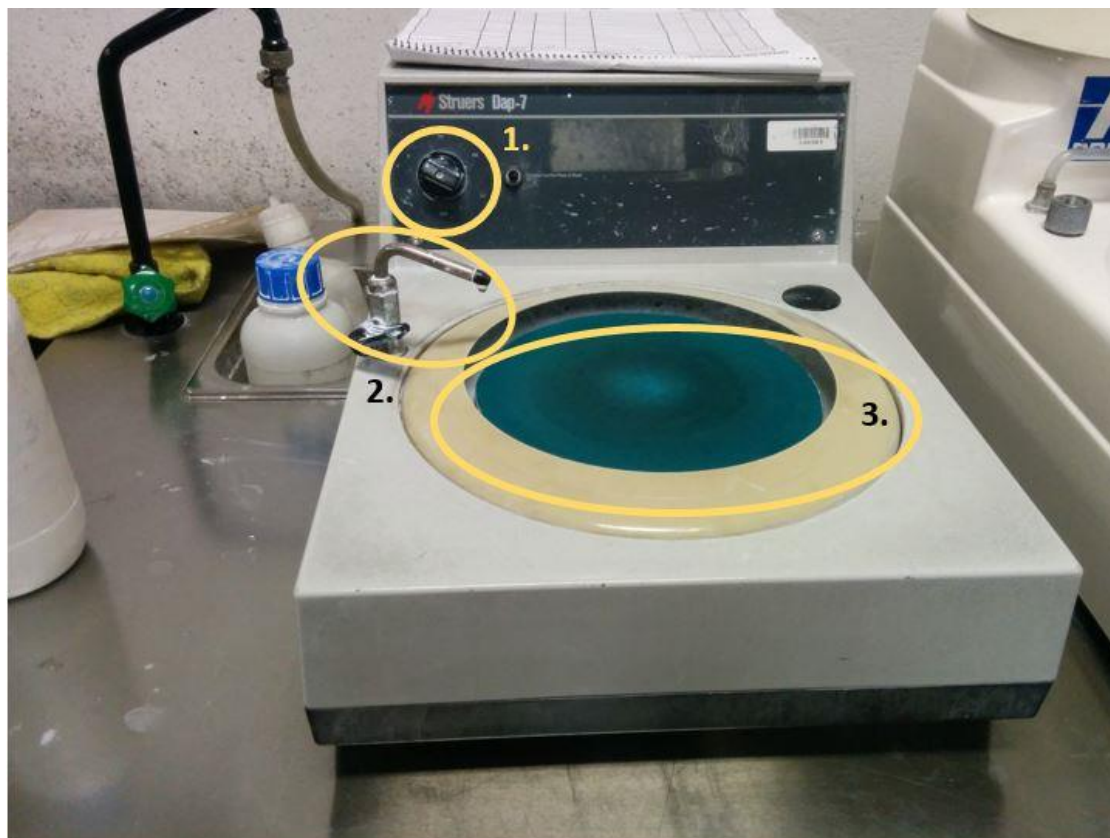


Ilustración 60. Pulidora metalográfica.

En el caso que se describe ha sido empleada una máquina distinta para esta operación que para la de desbaste. Es la máquina cuya fotografía aparece en la Ilustración 60. En ella aparecen señaladas varias partes:

1. Plato giratorio.

El mecanismo de funcionamiento es el mismo que en la desbastadora, es un plato circular sujeto por el centro de su base, lo que le proporciona el movimiento giratorio. Sobre este plato se coloca el paño de pulir correspondiente a la pasada que se esté llevando a cabo. En este caso se puede distinguir el paño de color azul verdoso oscuro, que corresponde al ataque abrasivo de alúmina $0,3\mu m$. Se puede observar el bote de alúmina –en la parte izquierda de la imagen, al lado del grifo de agua- cuyo cuerpo es blanco y el tapón azul.



2. Grifo de agua.

Permite el suministro de agua necesario para el proceso. Facilita el pulido, mejorando el movimiento relativo entre pieza y superficie del paño y ayuda a diluir y extender la alúmina por todo el radio del paño.

3. Selector de velocidad.

Como su propio nombre indica, permite comenzar el movimiento giratorio de la máquina y seleccionar la velocidad de giro, 250 ó 500 rpm.

Al finalizar el proceso de pulido se deben obtener piezas cuya superficie sea un espejo. A continuación mostramos los resultados de algunas de nuestras piezas tras haber llevar a cabo el proceso de pulido. Se ve que sus superficies reflejan perfectamente los objetos (la pequeña distorsión de las imágenes que puede darse en los bordes de las piezas se debe a que no están trabajadas -desbastadas y pulidas- con la misma perfección que el centro de la pieza, a causa del cambio de orientación de la superficie, así como a la orientación del reflejo, que da sensación de deformación).

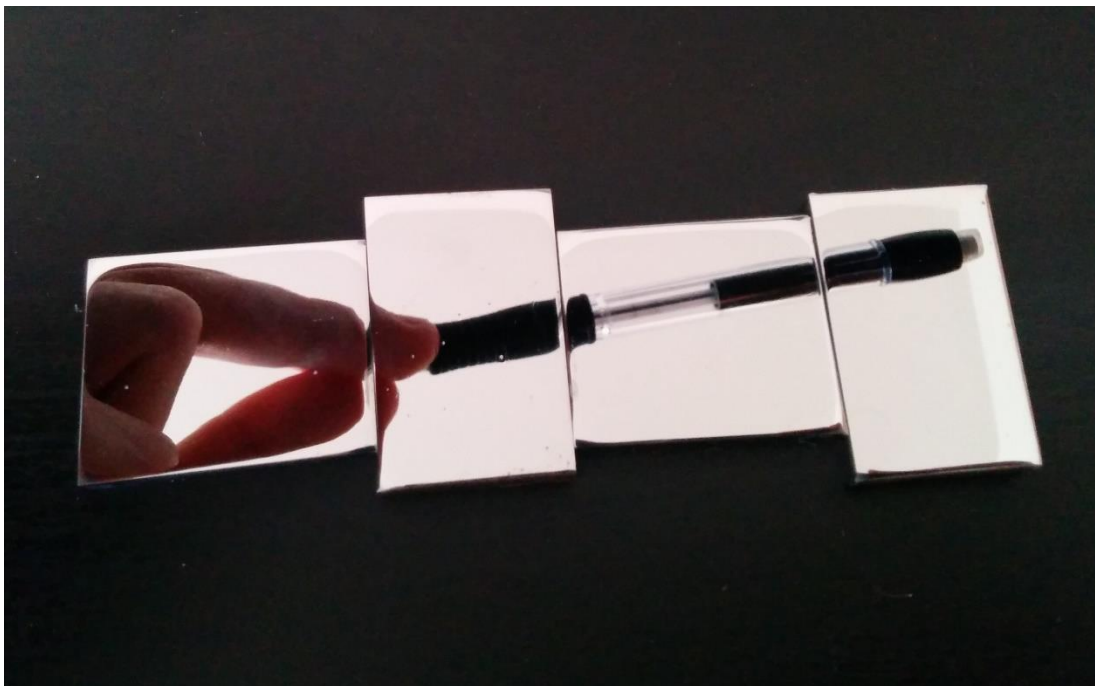


Ilustración 61. Imagen de una muestra pulida 1.

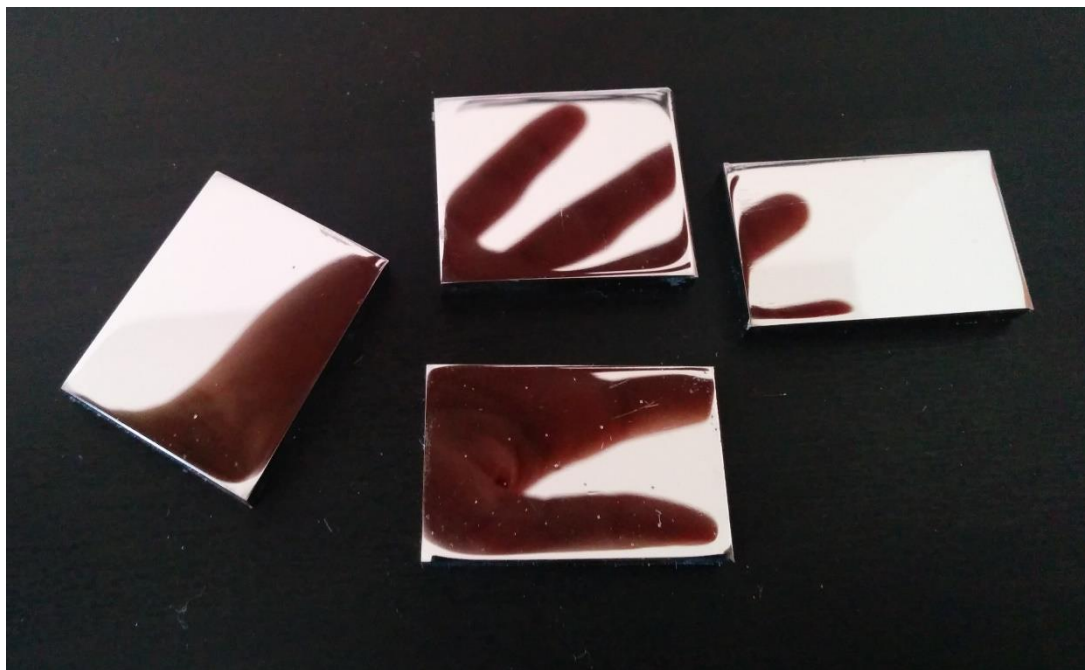


Ilustración 62. Imagen de una muestra pulida 2.

Este es el último paso en la preparación de las piezas para su estudio, a partir de este momento, las piezas ya están listas para poder llevar a cabo cualquier estudio de las propiedades o microestructura del material a estudiar.

4.2.4. Ensayo de desgaste (Tribómetro/Pin on disc)

En este tipo de ensayo se hace uso de una máquina que permite medir cantidades tribológicas: desgaste, fricción y lubricación, la cual recibe el nombre de tribómetro. Existen diferentes tipos de tribómetros, según el mecanismo que emplean en su funcionamiento. En este caso se ha empleado el tipo denominado pin-on-disc (pin en disco), el cual se caracteriza por componerse de un plato giratorio en el que se sujeta la pieza y un soporte vertical que sujeta el pin, el cual aplica la fuerza. Estos dos elementos son los principales, comunes a cualquier tribómetro de este tipo. En el caso concreto que se está describiendo se ha trabajado con un aparato de la marca MicroTest, controlado por ordenador el cual puede verse en la Ilustración 63, que se compone de las siguientes partes:

1) Plato giratorio.

Es una de las piezas fundamentales del tribómetro, tal y como ya se ha comentado. Es un plato circular en cuya superficie superior se sujeta la pieza gracias a cuatro agarres ajustables, que una vez está situada en posición la pieza, pueden ser apretados para impedir que esta se mueva durante el ensayo. La base del plato es la responsable de transmitir el movimiento giratorio que permitirá llevar a cabo el ensayo.

2) Ajuste diámetro de giro.

Es gracias a este conjunto de ruletas que se puede seleccionar el diámetro que tiene el recorrido del pin sobre la muestra. Este hecho es importante porque dependiendo del tamaño de la muestra a fin de evitar ciertas zonas de la superficie (si por ejemplo ya se han realizado ensayos de dureza -indentaciones- sobre la superficie), convendrá un diámetro para el ensayo u otro.

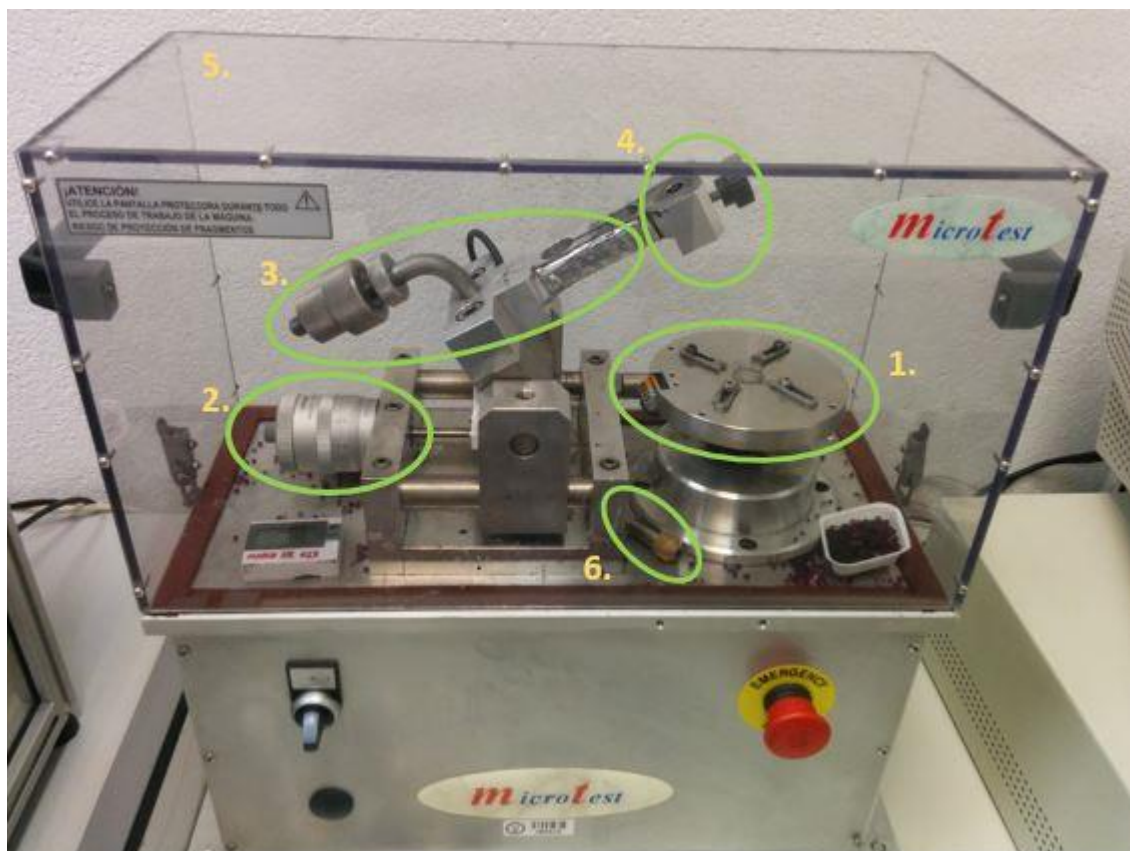


Ilustración 63. Imagen de la máquina Pin on Disc.

3) Brazo.

En la imagen se encuentra levantado, pero durante el ensayo se baja, colocándolo en posición horizontal. En su interior se encuentra cableado que permite monitorizar el peso.

4) Soporte de pin y pesos.

Se encuentra al final del brazo. El hueco que se aprecia en la imagen en pasante, y por la parte inferior se introduce el pin, el cual se ajusta y sujeta gracias un tornillo (la cabeza y agarre del tornillo es la pieza circular negra que se aprecia en la imagen, perpendicular al agujero del soporte), perpendicular a este agujero pasante. En la parte superior del agujero se introduce la base de los pesos, que son piezas circulares de diversos tamaños en cuya base tienen un pequeño saliente circular, que facilita que sean colocados en este hueco y no se muevan cuando el tribómetro está en funcionamiento.

5) Carcasa protectora.

El principal objetivo de esta carcasa es aislar la prueba de posibles perturbaciones externas que puedan afectar al resultado de la misma.

6) Pin.

Se pueden apreciar dos partes: una parte cilíndrica que es la que se introduce en el agujero pasante para que pueda ser sujetado, y la otra parte, dorada, va enroscada a la anterior y tiene una forma cónica con una abertura en el final, que es donde se coloca la bola que entra en contacto con la muestra durante el proceso de desgaste. Esta bola puede ser de distintos materiales y diámetros según el caso concreto.

7) Otros.

Existen otros elementos que pueden apreciarse, como el aparato que puede verse en la zona izquierda, dentro de la carcasa, de color blanco, que permite medir la temperatura y humedad durante el ensayo, para saber las condiciones del estudio. También se ven dos botones, el gris en la parte frontal izquierda es el

botón de encendido/apagado, y el botón rojo en la parte frontal derecha, que es el botón de parada de emergencia.

Como ya se ha mencionado, el tribómetro empleado en este proyecto está controlado por ordenador, es decir, la labor del operario consiste en: en primer lugar colocar la pieza en el plato y ajustarla mediante los agarres apretables; a continuación, en función del tamaño de la pieza, seleccionar el diámetro de giro; posteriormente, colocar el pin en el hueco, y ajustar el tornillo para que quede perfectamente ajustado y no se mueva durante el ensayo. También se deben situar los pesos en la parte superior del agujero pasante, una vez se haya bajado el brazo (el peso total que se colocará sobre el pin debe ser determinado previamente y dependerá de cada ensayo concreto, siendo en el caso descrito de 10N). Finalmente, debe colocarse la tapa que permite proteger al experimento del exterior.

Una vez se han realizado estos pasos, se procede a iniciar y operar el proceso desde el ordenador. Gracias a un programa concreto diseñado para este tipo de aparatos y ensayos, se puede controlar el proceso de desgaste y seleccionar la velocidad de giro y la distancia a recorrer. Así mismo, se puede monitorizar el coeficiente de rozamiento y la fuerza a que está sometida la pieza en todo momento.

Una vez se ha empezado a ejecutar el ensayo, éste finalizará cuando se haya recorrido la distancia fijada. En este momento, se hará el mismo proceso que ya se ha llevado a cabo anteriormente, pero a la inversa, hasta retirar la pieza en cuya superficie se encontrará un surco que puede ser estudiado y analizado posteriormente. En función de la profundidad y anchura de este surco creado con las condiciones dadas, se puede conocer el comportamiento del material ensayado en referencia al desgaste, es decir, la resistencia a desgaste que presenta.

5. RESULTADOS DEL PROYECTO.

En esta sección se recogen los resultados obtenidos a raíz de los pasos seguidos durante el proyecto, ya comentados anteriormente. Cabe destacar que los resultados obtenidos hasta el momento no son definitivos, ya que la investigación sigue en curso, y hasta que no se obtenga toda la información no se podrá dar ésta por concluida, así como los resultados y conclusiones no podrán tomarse como definitivos.

5.1. NOMENCLATURA.

En primer lugar, se procederá a presentar la nomenclatura que ha sido empleada para denominar las muestras. Puede hacerse uso de la siguiente tabla para una mejor comprensión:

5.1.1. RUTA:

DENOMINACIÓN	ESPECIFICACIÓN DE LA RUTA
R1	<u>Criogénico</u> + Cementado + Templado + Revenido
R2	Cementado + Templado + <u>Criogénico</u> + Revenido
R3	Cementado + Templado + Revenido + <u>Criogénico</u>

Ilustración 64. Tabla ilustrativa de las tres rutas ensayadas.

5.1.2. TRATAMIENTO:

DENOMINACIÓN	PARÁMETROS DEL TRATAMIENTO
C1	Temperatura  -196°C Tiempo criogenización  24 h
C2	Temperatura  -80°C Tiempo criogenización  1 h

Ilustración 65. Tabla ilustrativa de los dos tratamientos criogénicos estudiados.

5.1.3. TIPO DE MUESTRA:

DENOMINACIÓN	MOMENTO DE OBTENCIÓN DE LA MUESTRA
MB	Material Base. Muestra obtenida antes de ser tratada térmicamente.
T	Templado. Muestra obtenida tras el tratamiento de templado.
TR	Templado y Revenido. Muestra obtenida tras experimentar tratamientos de templado y revenido.
CT	Cementado y Templado. Muestra obtenida tras experimentar tratamientos de cementación y templado.
CTR	Cementado, Templado y Revenido. Muestra obtenida tras experimentar tratamientos de cementación, temple y revenido.

Ilustración 66. Tabla resumen de las posibles situaciones de cada muestra en función de tratamiento/s que haya experimentado.

5.1.4. MATERIAL:

TIPO DE ACERO
AISI 52100 (UNE F131)
AISI O1 (UNE F522)
AISI 8620 (UNE F1522)

Ilustración 67. Tabla resumen con los tres tipos de aceros.

En esta última tabla en que se recoge la denominación de cada uno de los aceros, aparece tanto el nombre en el sistema AISI de clasificación como su equivalente dentro del sistema UNE (acrónimo de Una Norma Española). Esta denominación dentro del sistema español equivalente al americano, de uso más extendido a nivel global, se ha utilizado en diversas ocasiones a lo largo del proyecto y se empleará en las tablas de datos obtenidos, es por esta causa por la que se hace referencia a la equivalencia.

Para poder comprender aún más claramente el sistema de nomenclatura, servirá de ayuda el siguiente ejemplo, en que aparecen señaladas y explicadas cada una de las siglas:



Ilustración 68. Ejemplo de nomenclatura de una muestra

5.2. PRESENTACIÓN DE DATOS:

Una vez conocida la denominación que se empleará para cada muestra de acero estudiada, se puede proceder a mostrar los resultados tomados en cada una de ellas. La clasificación que se ha hecho ha sido agrupar primero según el parámetro medido, dentro de esto, el acero a que se refiere, y como última clasificación, la muestra concreta junto con el valor del parámetro a estudiar.

5.2.1. VARIACIONES DIMENSIONALES:

La primera medición que ha sido llevada a cabo ha sido la referente a la variación dimensional. Se realizan diversas mediciones para cada tipo de ruta y cada tipo de tratamiento criogénico -entre 5 y 10 según la ruta y el material-, tanto antes como después de la aplicación del tratamiento criogénico, para saber si las posibles contracciones o expansiones del material durante los gradientes de temperatura han provocado una significativa variación de su tamaño al estar a

temperatura ambiente. Esto puede ser de gran interés en usos del acero donde se requiera de gran precisión, si por ejemplo se habla de piezas de pequeño tamaño, o otro ejemplo, como piezas fundamentales en elementos estructurales o de soporte. A continuación se presentan los datos obtenidos para cada tipo de ruta y tratamiento dentro de cada uno de los materiales:

5.2.1.1. Acero: AISI 52100 / UNE F131

➤ Ruta 1:

	MUESTRA	C. DIMENSIONAL (mm)		
		ESPEJOR MEDIO		
		ANTES	DESPUÉS	DIFERENCIA
(C1) -196 / 24H	R1 F131/1	5,020	5,020	-
	R1 F131/2	5,020	5,015	-
	R1 F131/3	5,030	5,015	-0,015
	R1 F131/4	5,010	5,005	-
	R1 F131/5	5,015	5,005	-0,010
	R1 F131/6	4,935	4,935	-
	R1 F131/7	5,025	5,020	-0,005
	R1 F131/8	4,925	4,925	-
(C2) -80 / 1H	R1 F131/9	5,040	5,035	-
	R1 F131/10	5,025	5,020	-0,005
	R1 F131/11	5,010	5,005	-
	R1 F131/12	5,025	5,015	-0,010
	R1 F131/13	5,025	5,020	-0,005
	R1 F131/14	5,020	5,015	-
	R1 F131/15	5,035	5,030	-0,005
	R1 F131/16	5,035	5,045	0,010

Ilustración 69. Datos variación dimensional acero UNE F131 /AISI 52100 ruta 1

➤ Ruta 2:

	MUESTRA	C. DIMENSIONAL (mm)		
		ESPESOR MEDIO		
		ANTES	DESPUÉS	DIFERENCIA
(C1) -196 / 24H	R2 F131/1	5,020	5,030	0,010
	R2 F131/2	4,995	5,010	0,015
	R2 F131/3	5,045	5,045	-
	R2 F131/4	5,015	5,025	0,010
	R2 F131/5	5,010	5,020	0,010
	R2 F131/6	5,055	5,060	0,005
	R2 F131/7	5,010	5,045	0,035
	R2 F131/8	5,035	5,030	-0,005
	R2 F131/9	5,035	5,040	-
	R2 F131/10	4,995	5,005	0,010
(C2) -80 / 1H	R2 F131/11	5,040	5,035	-
	R2 F131/12	5,035	5,040	-
	R2 F131/13	5,050	5,040	-0,010
	R2 F131/14	4,995	5,000	0,005
	R2 F131/15	5,020	5,025	0,005
	R2 F131/16	5,020	5,020	-
	R2 F131/17	5,015	5,010	-0,005
	R2 F131/18	5,050	5,040	-0,010
	R2 F131/19	5,005	5,010	-
	R2 F131/20	5,040	5,045	0,005

Ilustración 70. Datos variación dimensional acero UNE F132 /AISI 52100 ruta 2.

➤ Ruta 3:

	MUESTRA	C. DIMENSIONAL (mm)		
		ESPESOR MEDIO		
		ANTES	DESPUÉS	DIFERENCIA
(C2) -80 / 1H	R3 F131/1	5,025	5,025	0
	R3 F131/2	5,035	5,025	-0,01
	R3 F131/3	5,005	5,005	0
	R3 F131/4	5,035	5,03	-0,005
	R3 F131/5	5,025	5,025	0
(C1) -196 / 24H	R3 F131/6	5,05	5,055	0,005
	R3 F131/7	5,04	5,045	0,005
	R3 F131/8	5,045	5,05	0,005
	R3 F131/9	5,03	5,025	-0,005
	R3 F131/10	5,03	5,02	-0,01

Ilustración 71. Datos variación dimensional acero UNE F131 /AISI 52100 ruta 3.

5.2.1.2. Acero: AISI 8620 / UNE F1522

➤ Ruta 1:

	MUESTRA	C. DIMENSIONAL (mm)		
		ESPESOR MEDIO		
		ANTES	DESPUÉS	DIFERENCIA
(C1) -196 / 24H	R1 F1522/1	5,020	5,020	-
	R1 F1522/2	5,040	5,035	-
	R1 F1522/3	5,005	5,005	-
	R1 F1522/4	4,945	4,930	-0,015
	R1 F1522/5	5,015	5,010	-0,005
	R1 F1522/6	4,985	5,010	0,025
	R1 F1522/7	4,970	4,965	-0,005
	R1 F1522/8	4,970	4,965	-0,005
(C2) -80 / 1H	R1 F1522/9	4,955	4,960	0,005
	R1 F1522/10	5,035	5,040	-
	R1 F1522/11	4,985	4,990	0,005
	R1 F1522/12	5,005	5,010	-
	R1 F1522/13	5,055	5,055	-
	R1 F1522/14	5,005	5,010	-
	R1 F1522/15	5,020	5,025	0,005
	R1 F1522/16	5,025	5,035	0,010

Ilustración 72. Datos variación dimensional acero UNE F1522 / AISI 8620 ruta 1.

➤ Ruta 2:

	MUESTRA	C. DIMENSIONAL (mm)		
		ESPESOR MEDIO		
		ANTES	DESPUÉS	DIFERENCIA
(C1) -196 / 24H	R2 F1522/1	5,03	5,03	-
	R2 F1522/2	5,015	5,01	-0,005
	R2 F1522/3	5,05	5,04	-
	R2 F1522/4	5,055	5,04	-0,015
	R2 F1522/5	5,06	5,07	-
	R2 F1522/6	5,02	5,025	-
	R2 F1522/7	5,025	5,03	-
	R2 F1522/8	5,08	5,09	-
	R2 F1522/9	5,075	5,085	-
	R2 F1522/10	5,035	5,045	0,01
(C2) -80 / 1H	R2 F1522/11	5,015	5,01	-0,005
	R2 F1522/12	5,065	5,06	-
	R2 F1522/13	5,13	5,13	-
	R2 F1522/14	5	5,005	0,005
	R2 F1522/15	5	5	-
	R2 F1522/16	5,055	5,07	-
	R2 F1522/17	5,06	5,06	0
	R2 F1522/18	5,065	5,07	-
	R2 F1522/19	5,02	5,025	-
	R2 F1522/20	5,055	5,05	-0,005

Ilustración 73. Datos variación dimensional acero UNE F1522 /AISI 8620 ruta 2.

➤ Ruta 3:

	MUESTRA	C. DIMENSIONAL (mm)		
		ESPESOR MEDIO		
		ANTES	DESPUÉS	DIFERENCIA
[C2] -80 / 1H	R3 F1522/1	5,035	5,04	0,005
	R3 F1522/2	5,075	5,075	0
	R3 F1522/3	4,94	4,94	0
	R3 F1522/4	5,04	5,035	-0,005
	R3 F1522/5	5	4,985	-0,015
[C1] -196 / 24H	R3 F1522/6	5,055	5,06	0,005
	R3 F1522/7	5,045	5,045	0
	R3 F1522/8	5,04	5,03	-0,01
	R3 F1522/9	5,06	5,06	0
	R3 F1522/10	5,055	5,045	-0,01

Ilustración 74. Datos variación dimensional acero UNE F1522 /AISI 8620 ruta 3.

5.2.1.3. Acero: AISI O1/ UNE F522

TRATAM.	MUESTRA	C. DIMENSIONAL (mm)		
		ESPESOR		
		ANTES	DESPUÉS	DIFERENCIA
(C1) -196 °C/24h	R2 F522/1	5,0	5,0	0
	R2 F522/2	5,0	5,0	0
(C2) -80 °C/1h	R2 F522/3	5,0	5,0	0
	R2 F522/4	5,0	5,0	0

Ilustración 75. Datos variación dimensional acero UNE F522 /AISI O1 ruta 2



5.2.2. DUREZA:

Fueron llevadas a cabo mediciones de dureza de todas las muestras antes y después de ser tratadas criogénicamente a fin de conocer la posible variación de este valor en las mismas. Concretamente se tomaron 5 medidas en cada muestra y se llevó a cabo un cálculo de la desviación de éstas. El ensayo de dureza llevado a cabo fue Rockwell C en todas las muestras, con excepción de aquellas que no habían sido templadas las cuales, a causa de su reducida dureza, en cuyo caso fueron medida en Rockwell A (estas muestras aparecen sombreadas). En la siguiente tabla aparecen recogidos los resultados de las mediciones:

		NOMENCLATURA	MEDIA	DESVIACIÓN
TRAT. CONVENCIONALES		F131.MB.C1	57	-7
		F131.4T.C1	67	3
		F131.TR.C1	64	0
RUTA 1	C1. ANTES CRIO	R1.F131/8	58	-6
	C2. ANTES CRIO	R1.F131/16	58	-6
	C1. DESPUES CRIO + TRAT. CONVENCIONALES	R1.F131/1	65	1
	C2. DESPUES CRIO + TRAT. CONVENCIONALES	R1.F131/9	66	2
RUTA 2	C1. TEMPLE + CRIO	R2.F131/1	68	4
	C2. TEMPLE + CRIO	R2.F131/11	68	4
	C1. CRIO + REVENIDO	R2.F131/6	65	1
	C2. CRIO + REVENIDO	R2.F131/16	66	2
RUTA 3	C1. TRAT. CONVENCIONALES	R3.F131/6	66	2
	C2. TRAT. CONVENCIONALES	R3.F131/1	66	2
	C1. TRAT. CONVENCIONALES + CRIO	R3.F131/10	65	1
	C2. TRAT. CONVENCIONALES + CRIO	R3.F131/5	65	1

Ilustración 76. Datos de dureza correspondientes al acero AISI 52100 (UNE F131).

		NOMENCLATURA	MEDIA	DESVIACIÓN
TRAT. CONVENCIONALES		F1522.MB	57	-4
		F1522/1.CT	66	5
		F1522/1.CTR	61	0
RUTA 1	C1. ANTES CRIO	R1.F1522/5	57	-4
	C2. ANTES CRIO	R1.F1522/13	56	-5
	C1. DESPUES CRIO + TRAT. CONVENCIONALES	R1.F1522/1	62	1
	C2. DESPUES CRIO + TRAT. CONVENCIONALES	R1.F1522/9	62	1
RUTA 2	C1. CEMENTACIÓN + TEMPLE + CRIO	R2.F1522/1	60	-1
	C2. CEMENTACIÓN + TEMPLE + CRIO	R2.F1522/11	65	4
	C1. CRIO + REVENIDO	R2.F1522/6	58	-3
	C2. CRIO + REVENIDO	R2.F1522/16	60	-1
RUTA 3	C1. TRAT. CONVENCIONALES	R3.F1522/6	65	4
	C2. TRAT. CONVENCIONALES	R3.F1522/1	65	4
	C1. TRAT. CONVENCIONALES + CRIO	R3.F1522/10	64	3
	C2. TRAT. CONVENCIONALES + CRIO	R3.F1522/5	64	3

Ilustración 77. Datos de dureza correspondientes al acero AISI 8620 (UNE F1522)

TRATAM.	CARACTERIZACIÓN MUESTRAS ENSAYO RUTA 2 F522	
	MUESTRA MAT	DUREZA
		HRC
TRAT. CONV	MB	188,6
		192,4
	T	65,6
		65,6
	T+R	61,8
		61,8
(C2) -80 / 1H	T+C	68,4
		68,6
	T+C+R	65,6
		65,4
		65,2
		65,2
(C1) -196 / 24H	T+C	68
		68,2
	T+C+R	65
		65,2
		65
		65

Ilustración 78. Datos de dureza correspondientes al acero AISI O1 (UNE F522)



5.2.3. ENSAYOS PIN ON DISC:

En el apartado 4.2, en que se ha explicado detalladamente las tareas realizadas por el alumno en el laboratorio, se ha hecho referencia a qué son los ensayos Pin On Disc y en qué consisten. Una vez que conocido esto, se pueden fácilmente comprender los parámetros que aparecen recogidos en las tablas adjuntas, los cuáles recogen, por un lado el “ancho de pista”, es decir, el ancho del surco que la bola del Pin On Disc ha originado en la muestra al llevar a cabo el ensayo, y por otro, se recoge la variación de la masa (“Var. Masa”) de la pieza antes y después del ensayo, que puede haber sido originada por la masa perdida a cause del desgaste.

A continuación se pueden ver los resultados obtenidos:

MUESTRA ENSAYADA	TRATAMIENTO	1000 M			
		ANCHO DE PISTA	MASA INICIAL	MASA FINAL	VAR. MASA
F131.TR	Templada y Revenida (trat. Convencionales)	0,350	29,8978	29,8978	0,0000
F131.TR'		0,396	29,8977	29,8978	-0,0001
R2.F131/6	Templada + Trat. Crio. (C1.-196/24h) + Revenido	0,380	27,4978	27,4977	0,0001
R2.F131/6'		0,408	27,4978	27,4978	0,0000
R2.F131/17	Templada + Trat. Crio. (C2. -80/1h) + Revenido	0,366	29,0997	29,0995	0,0002
R2.F131/17'		0,405	29,0995	29,0996	-0,0001
R3.F131/5	Templada y Revenida (trat. Convencionales) + Trat. Crio. (C2. -80/1h)	0,366	25,3866	25,3866	0,0000
R3.F131/5'		0,346	25,3867	25,3866	0,0001
R1.F131/9	Trat. Crio. (C2. -80/1h) + Templada y Revenida (trat. Convencionales)	0,360	30,2127	30,2127	0,0000
R1.F131/9'		0,343	30,2127	30,2127	0,0000

Ilustración 79. Datos ensayo Pin On Disc correspondientes al acero AISI 52100 (UNE F131).

MUESTRA ENSAYADA	TRATAMIENTO	1000 M			
		ANCHO DE PISTA	MASA INICIAL	MASA FINAL	VAR. MASA
F1522.TR	Templada y Revenida (trat. Convencionales)	0,458	39,03500	39,0346	0,0004
F1522.TR'		0,476	39,03490	39,0347	0,0002
R2.F1522/6	Templada + Trat. Crio. (C1.-196/24h) + Revenido	0,456	29,15240	29,1524	0
R2.F1522/6'		0,436	29,15240	29,1523	1E-04
R2.F1522/18	Templada + Trat. Crio. (C2.-80/1h) + Revenido	0,454	39,82170	39,8213	0,0004
R2.F1522/18'		0,417	39,82160	39,8213	0,0003
R3.F1522/3	Templada y Revenida (trat. Convencionales) + Trat. Crio. (C2.-80/1h)	0,425	33,41270	33,4125	0,0002
R3.F1522/3'		0,456	33,41270	33,4126	0,0001
R1.F1522/12	Trat. Crio. (C2.-80/1h) + Templada y Revenida (trat. Convencionales)	0,422	41,19940	41,1994	0
R1.F1522/12'		0,459	41,19930	41,1994	-1E-04

Ilustración 80. Datos ensayo Pin On Disc correspondientes al acero AISI 8620 (UNE F1522).

Como es observable, sólo han sido presentadas las tablas con los resultados del ensayo relativos a los dos primeros materiales (AISI 52100 y AISI 8620). Este hecho es debido a que, tal y como ya se ha comentado anteriormente, el proyecto sigue en curso y algunos de los hitos no han sido completados por el momento; siendo el ensayo de Pin On Disc para el tercer tipo de acero (AISI O1) parte de este trabajo en curso.

Así mismo, se puede apreciar que no han sido ensayadas y estudiadas todas las muestras posibles, es decir no se ha medido la dureza de muestras sometidas a los dos tratamientos en cada una de las posibles rutas. Esto se debe a que, tal y como se refleja en la literatura consultada⁶³ de forma previa a la realización del estudio, la ruta que mejores resultados ofrece suele ser la ruta 2, cuando el tratamiento criogénico se aplica como paso intermedio entre templado y revenido. De este modo, siguiendo esta ruta han sido obtenidas muestras de ambos tratamientos para su estudio. Sin embargo, siguiendo las otras dos rutas sólo se ha estudiado uno de los dos tratamientos, concretamente el tratamiento 2: -80°C y 1 hora. Esto se debe a que se quería testear la variación de resultados de las rutas 1 y 3 con respecto a la ruta 2, a fin de confirmar esta idea de que la ruta 2 es la más interesante para los objetivos del proyecto. Como, en caso de que existiese una variación interesante entre la ruta 2 y la ruta 1 o entre la ruta 2 y la ruta 3 que pudiese resultar interesante, se haría notar tanto para un tratamiento como para otro, se decidió estudiar estos casos únicamente para uno de los tratamientos. Finalmente, la decisión de escoger el tratamiento criogénico 2 fue menos decisiva, debido a este aspecto de que la variación o no de resultados sería extrapolable a ambos tratamientos, pero escogiendo este segundo tipo basado en la existencia de un menor número de estudios que hayan profundizado en su estudio, y por lo tanto una menor cantidad de información acerca del mismo.

⁶³ "Effect of deep cryogenic treatment on wear resistance and tool life of M2 HSS drill", V. Firouzdor, E. Nejati, F. Khomamizadeh
"Optimization of the duration of cryogenic processing to maximize wear resistance of AISI D2 steel", D. Das, A.K. Dutta, K.K. Ray

5.2.4. ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL MEDIANTE MICROSCOPIA ÓPTICA (OM):

En este caso no es una medición numérica la prueba llevada a cabo, sino una recopilación de diversas imágenes de las muestras antes y después de ser tratadas criogénicamente, de modo que se puedan estudiar posibles variaciones estructurales en cada una de ellas. La razón de obtener diversas imágenes de cada muestra es la utilización de distintas lentes de forma que pueda verse la muestra más a menos ampliada con el fin de que su microestructura pueda ser estudiada. Es destacable resaltar la importancia de fijarse en cada caso en la ruta seguida en el tratamiento de la muestra analizada. Las imágenes que se obtuvieron en este tipo de microscopía fueron las siguientes:

5.2.4.1. Acero: AISI 52100 / UNE F131

1) Tratamiento convencional:

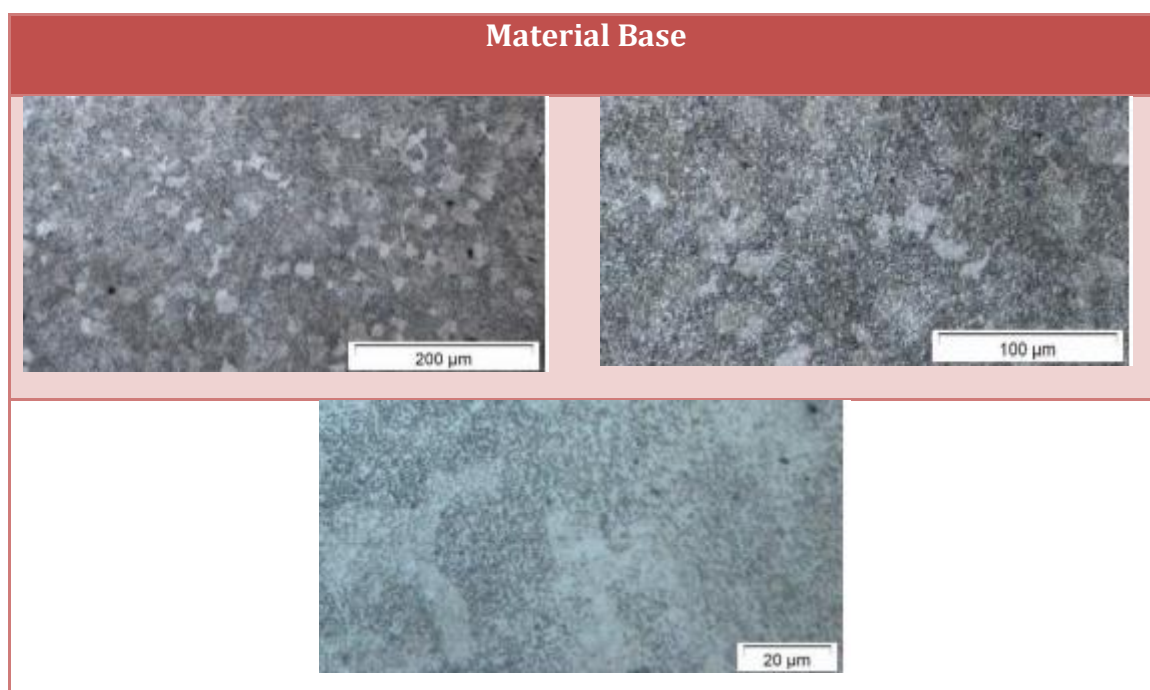


Ilustración 81. Imágenes Microscopía Óptica acero AISI 52100/ UNE F131, tratamiento convencional, material base.

Templado

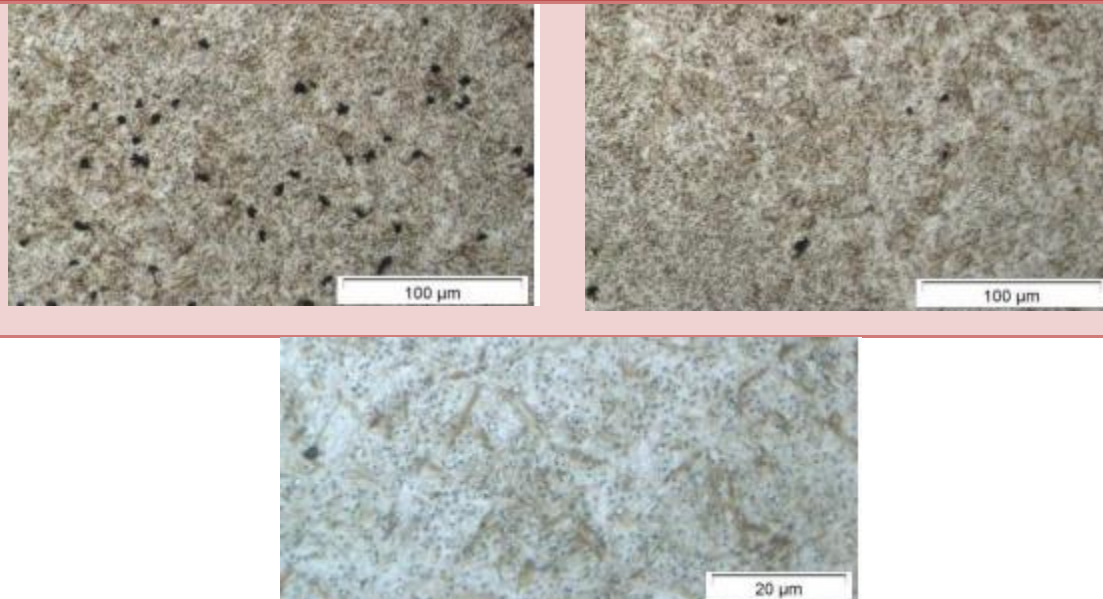


Ilustración 82. Imágenes Microscopía Óptica acero AISI 52100/ UNE F131, tratamiento convencional, templado.

Templado + Revenido

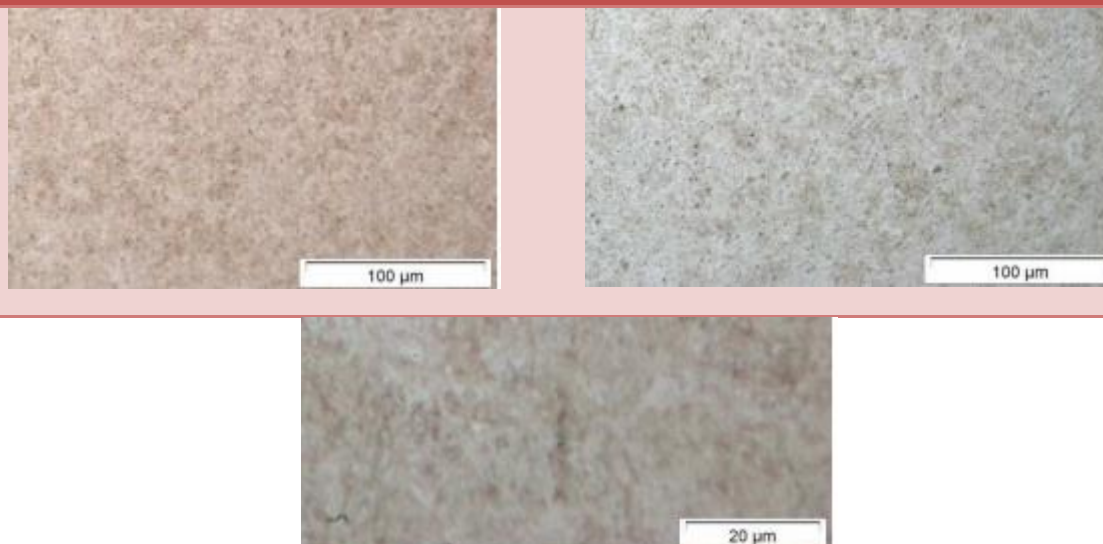


Ilustración 83. Imágenes Microscopía Óptica acero AISI 52100/ UNE F131, tratamiento convencional, templado y revenido.

2) Ruta 1: Tratamiento Criogénico.

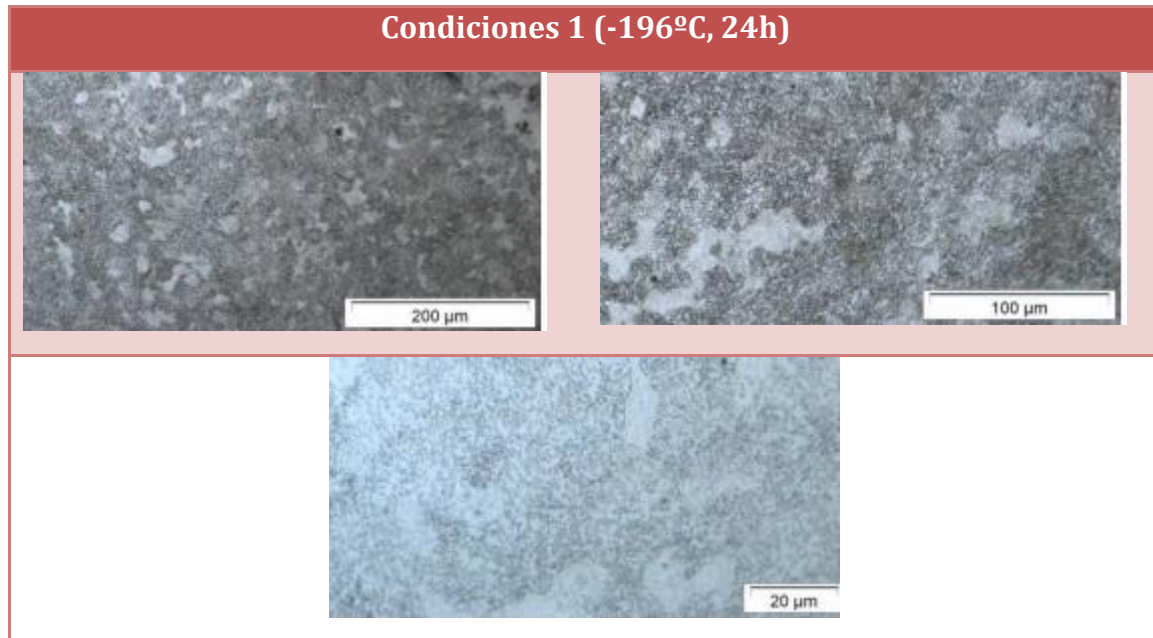


Ilustración 84. Imágenes Microscopía Óptica acero AISI 52100/ UNE F131, tratamiento criogénico, R1, C1.

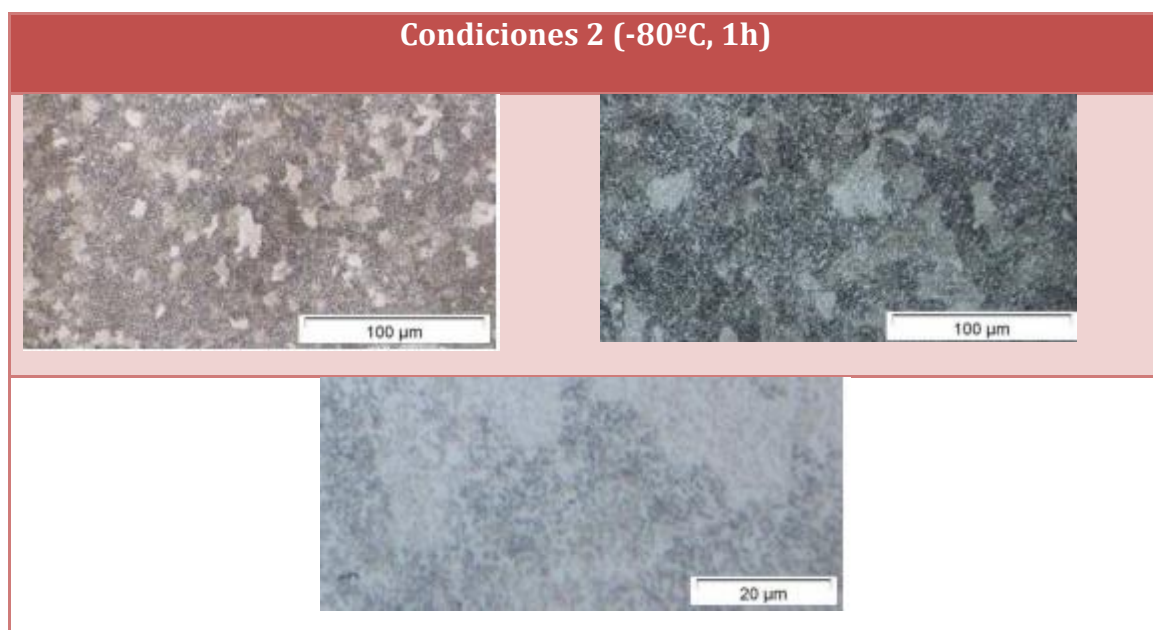


Ilustración 85. Imágenes Microscopía Óptica acero AISI 52100/ UNE F131, tratamiento criogénico, R1, C2.

3) Ruta 1: Criogénico + Tratamientos convencionales (Templado + Revenido).



Ilustración 86. Imágenes Microscopía Óptica acero AISI 52100/ UNE F131, trat. criogénico + trat. convencionales, C1.



Ilustración 87. Imágenes Microscopía Óptica acero AISI 52100/ UNE F131, trat. criogénico + trat. convencionales, C2.

5.2.4.2. Acero AISI 8620 / UNE F1522:

1) Tratamiento convencional:



Ilustración 88. Imágenes Microscopía Óptica acero AISI 8620/ UNE F1522, trat. Convencional, cementado + templado.



Ilustración 89. Imágenes Microscopía Óptica acero AISI 8620/ UNE F1522, trat. Convencional, cementado + templado + revenido.

2) Ruta 1: Tratamiento Criogénico.

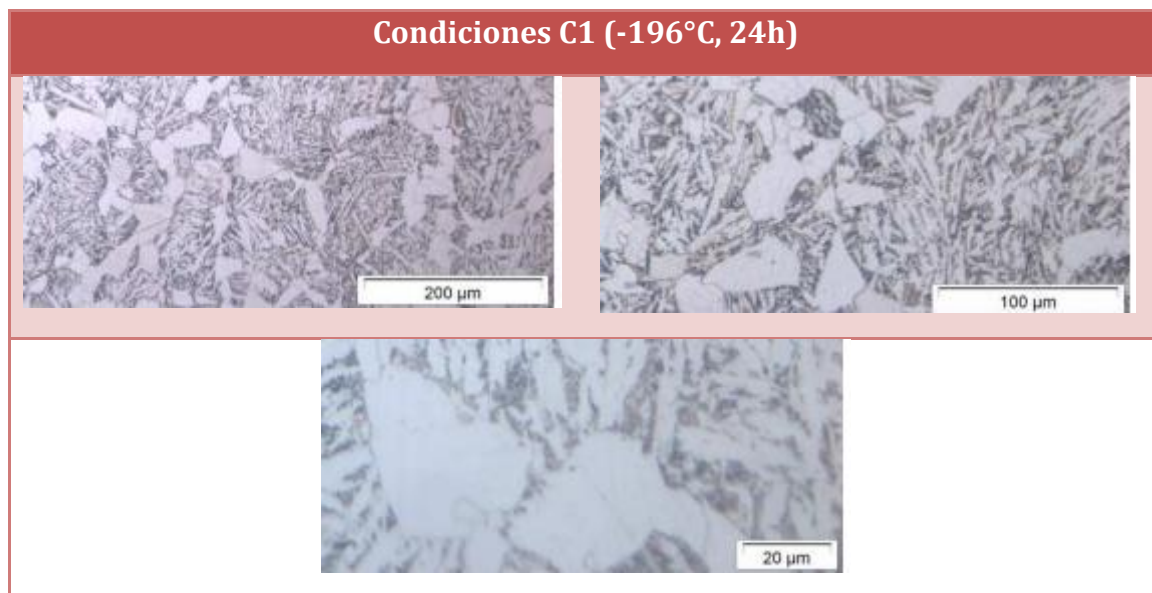


Ilustración 90. Imágenes Microscopía Óptica acero AISI 8620/ UNE F1522, trat. criogénico, R1, C1.

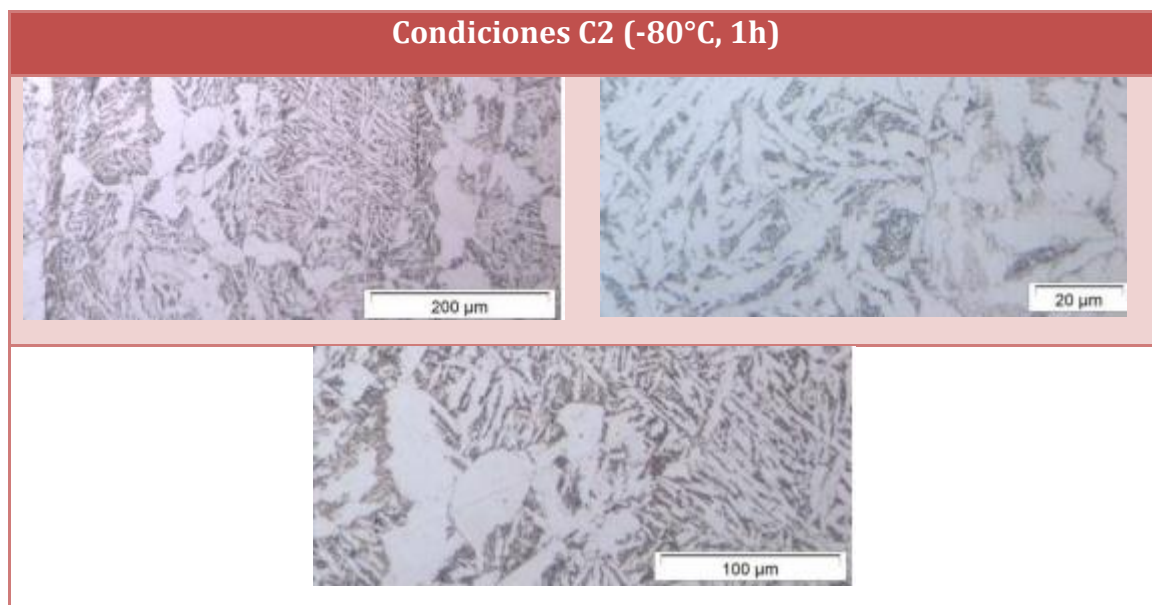


Ilustración 91. Imágenes Microscopía Óptica acero AISI 8620/ UNE F1522, trat. criogénico, R1, C2.

*3) Ruta 1: Criogénico + Tratamientos convencionales
(Cementación + Templado+ Revenido).*

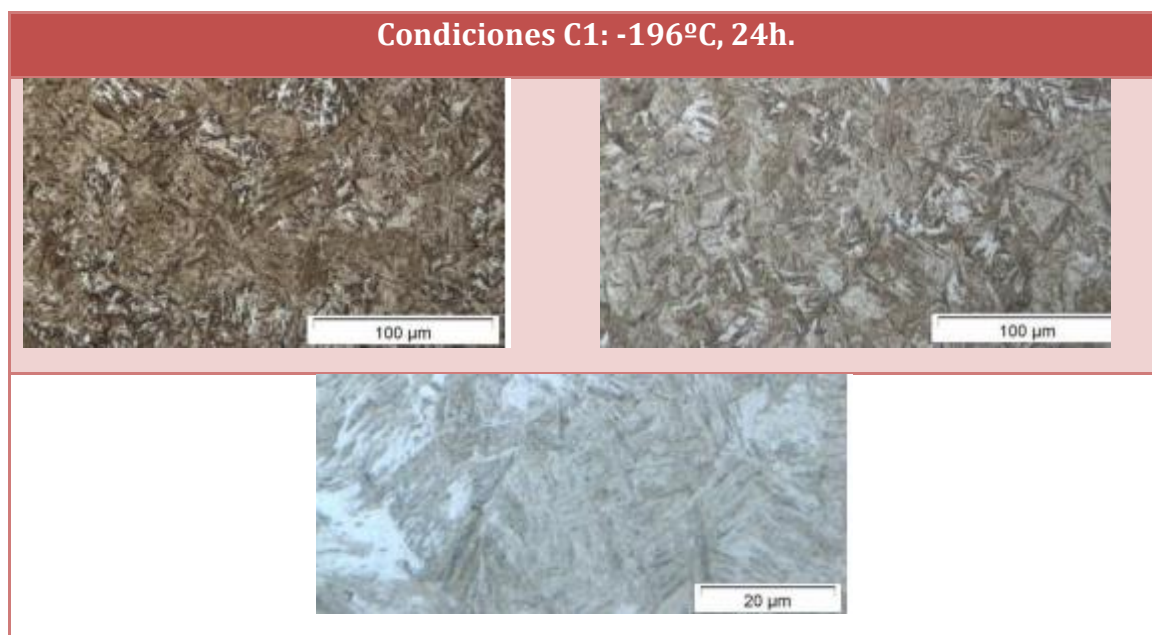


Ilustración 92. Imágenes Microscopía Óptica acero AISI 52100/ UNE F131, trat. criogénico + trat. convencionales, C1

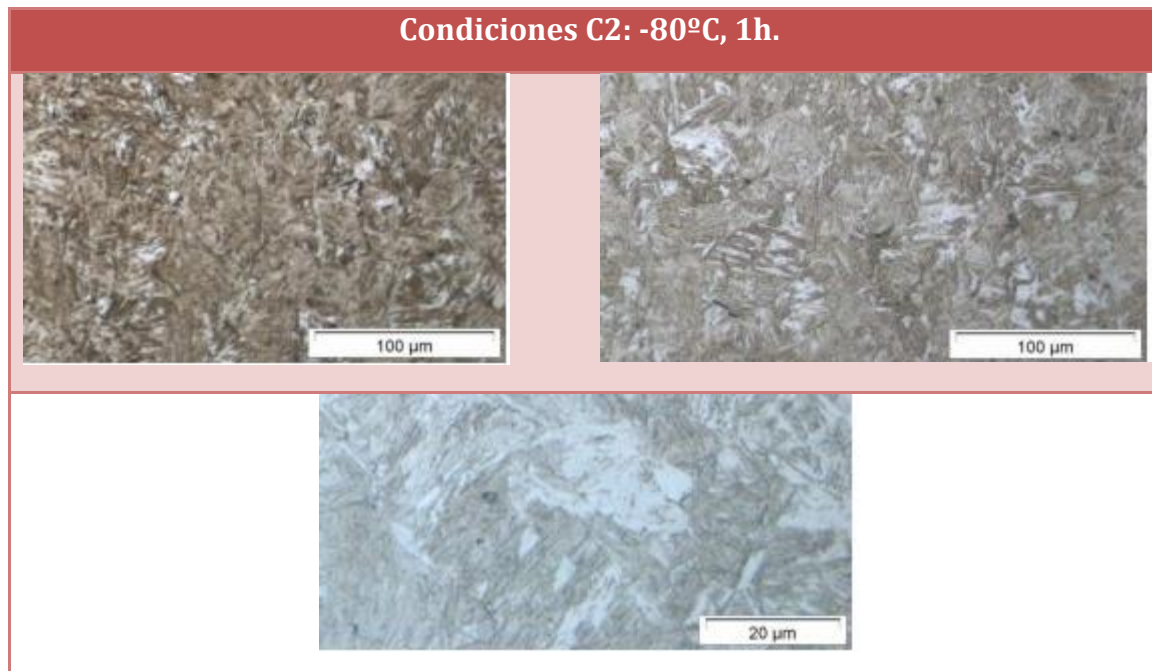


Ilustración 93. Imágenes Microscopía Óptica acero AISI 52100/ UNE F131, trat. criogénico + trat. convencionales, C2.

5.2.5. ELECTRÓNICA DE BARRIDO (SEM):

5.6.1. Material F131/AISI 52100

F131.MB.C1

Estas primeras imágenes se corresponden con una muestra de material base, por lo tanto acero al cual no se ha sometido a ningún tipo de tratamiento térmico. Las imágenes serán comparadas con las siguientes muestras: F131.3T.C1, R1.F131.5 (C1) y R1.F131.13 (C2).

Las pequeñas formaciones en la capa superficial de la muestra que pueden apreciarse en las imágenes son precipitados, que como puede observarse, ocupan toda la superficie y se distribuyen de forma uniforme por toda ella.

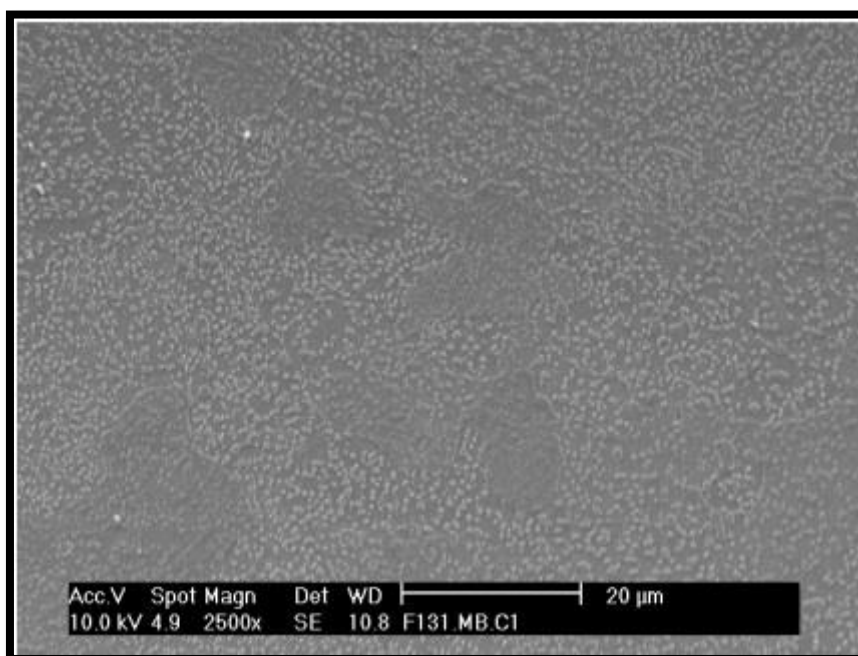


Ilustración 94. Precipitados de la zona central x2500.

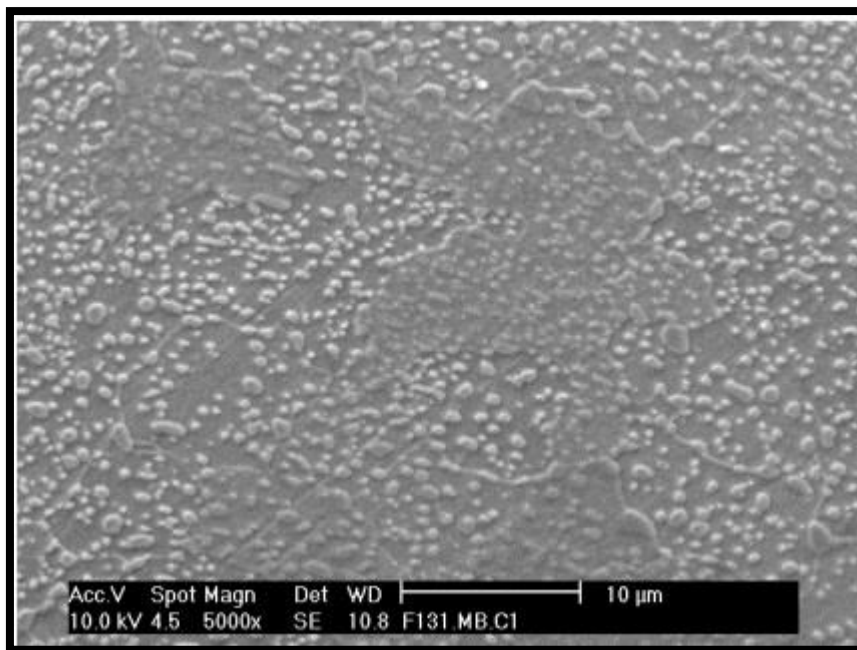


Ilustración 95. Precipitados zona central x5000

F131.3T.C1

La muestra que se estudiará ahora se corresponde con material sometido a templado dentro del tratamiento convencional. Es a causa de este tratamiento de templado, que como puede observarse, domina la presencia de martensita, así como una reducción en el número de precipitados aunque de mayor tamaño que en la muestra anterior.

En los análisis de los precipitados llevados a cabo se obtuvo como resultado que éstos están constituidos mayoritariamente por cromo.

Las muestras con que podemos comparar ésta son: F131.MB.C1, R2.F131.1 (C1) y R2.F131.11 (C2).

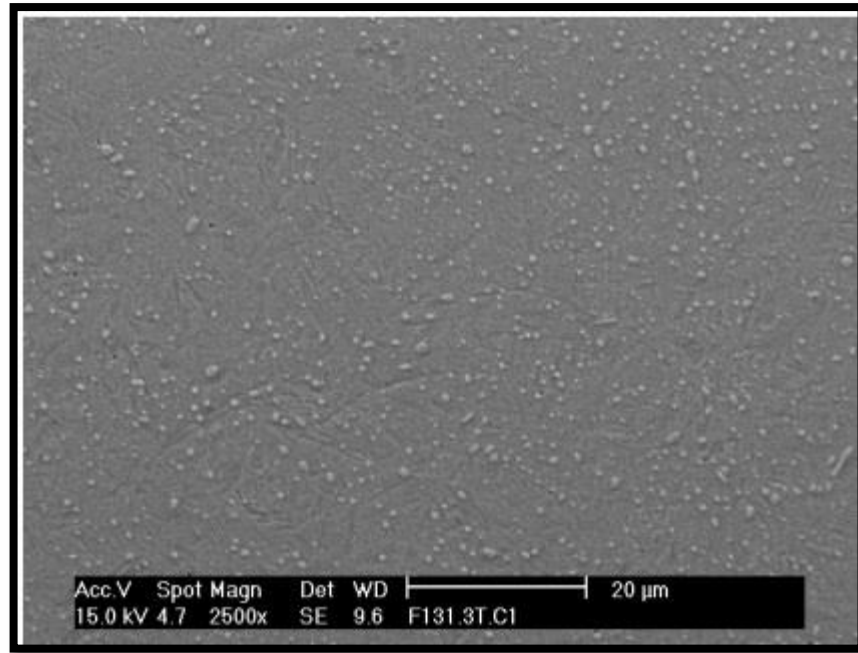


Ilustración 96. Precipitados zona central x2500

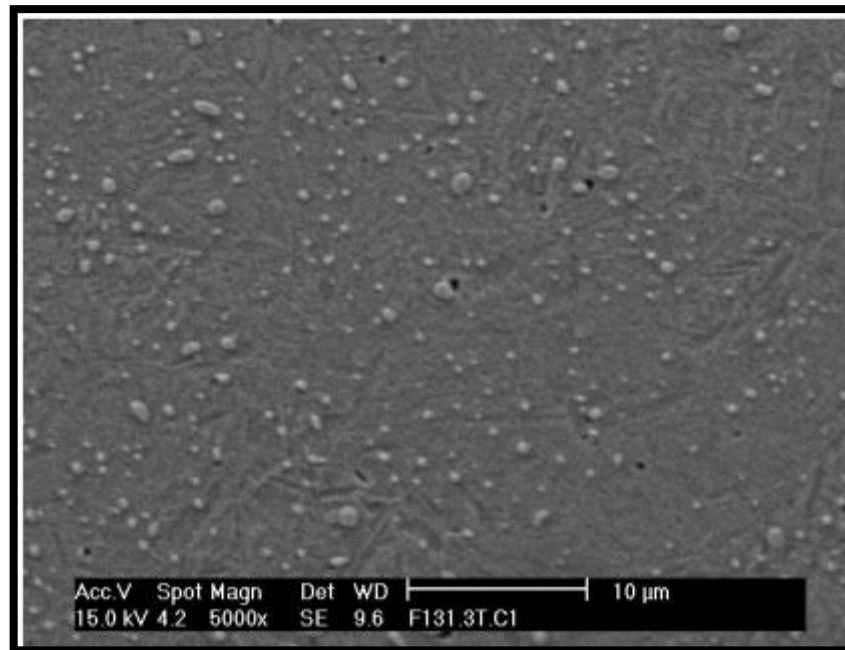


Ilustración 97. Precipitados zona central x5000

F131.TR.C1

Muestra también sometida a tratamiento convencional, como la anterior, pero en este caso, tras ser sometida a templeado y revenido. Se puede observar que, al igual que la muestra anterior (F131.3T.C1), la martensita domina en la estructura y el número de precipitados es relativamente pequeño en comparación con el material base.

Element	Wt %	Element	Wt %	Element	Wt %
C K	3.96	C K	3.20	C K	3.54
CrK	5.25	CrK	1.41	SiK	0.59
FeK	90.79	FeK	95.39	CrK	1.62
				FeK	94.25

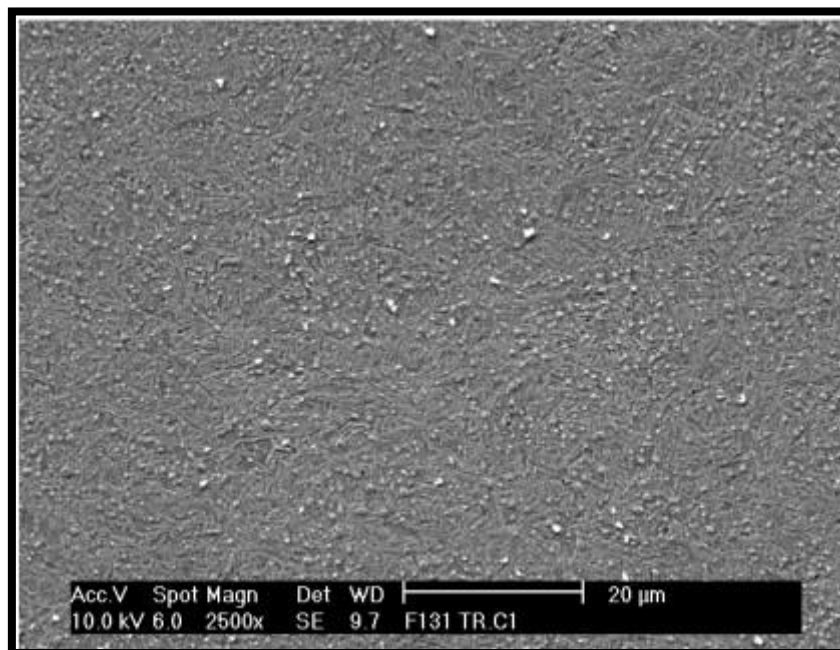


Ilustración 98. Precipitados zona central x2500

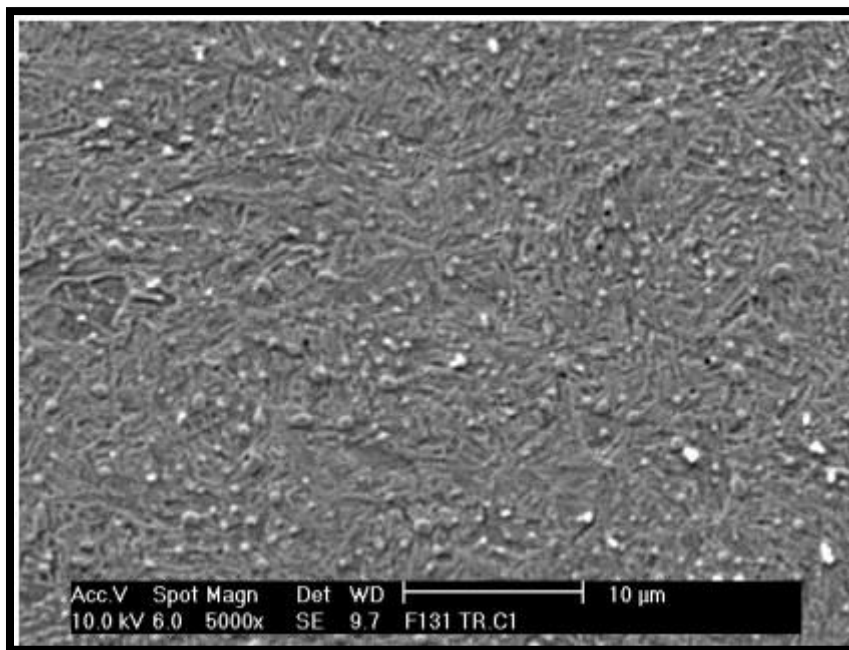


Ilustración 99. Precipitados zona central x5000

R1.F131.5 (C1)

La muestra cuyas imágenes se observa a continuación corresponde a un material en estado base al cuál se ha sometido al tratamiento criogénico 1 (C1: -196°C / 24h), siguiendo la ruta 1 (R1).

En las dos imágenes observables de esta muestra se puede apreciar que existe alguna pequeña “mancha” sobre los precipitados, nublando un poco la visión de la superficie. La composición de estas manchas y el precipitado se ha estudiado y recopilado en las tablas a continuación, y tal como puede verse, su composición revela notable presencia de cromo.

Esta muestra debe compararse con las muestras F131.MB.C1 y R1.F131.13 (C2).

Element	Wt %	Element	Wt %
C K	3.71	C K	3.12
SiK	0.61	SiK	0.60
CrK	1.74	CrK	5.23
FeK	93.94	FeK	91.05

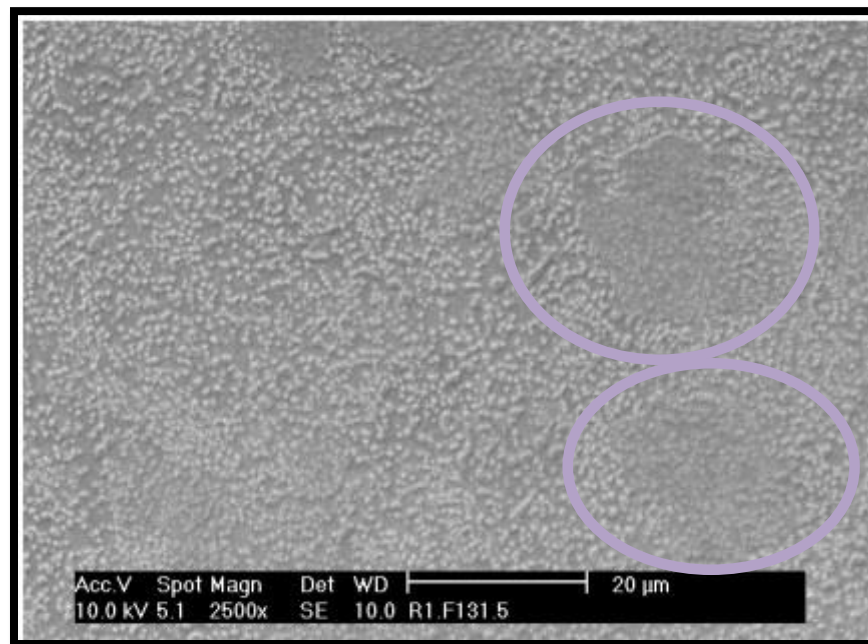


Ilustración 100. Precipitados zona central x2500

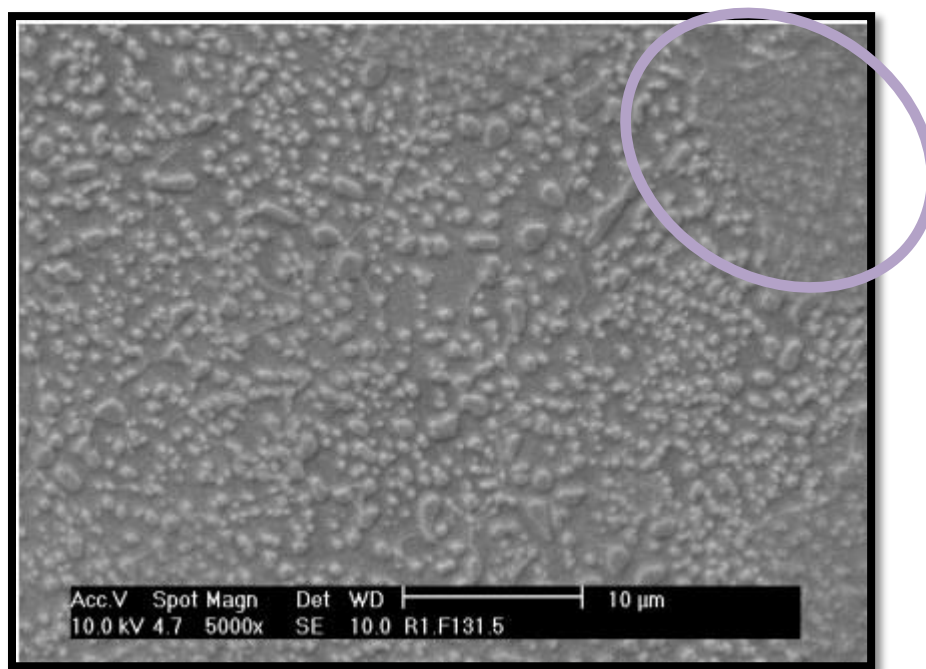


Ilustración 101. Precipitados zona central x5000

R1.F131.13 (C2)

Al igual que la muestra anterior, se trata de material en estado base al cual se ha sometido a tratamiento criogénico siguiendo la ruta 1 (R1), pero en este caso el tratamiento es de tipo 2 (C2: -80°C, 1h).

En este caso también se observa una gran cantidad de precipitados ocupando toda la superficie de la muestra de forma homogénea.

Esta muestra puede compararse con las siguientes: F131.MB.C1 y R1.F131.5 (C1).

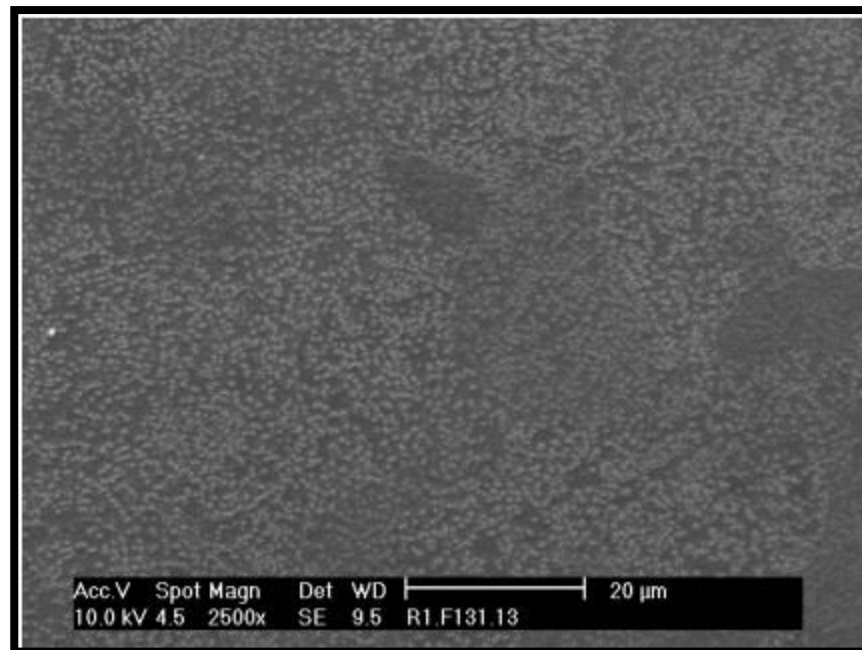


Ilustración 102. Precipitados zona central x2500

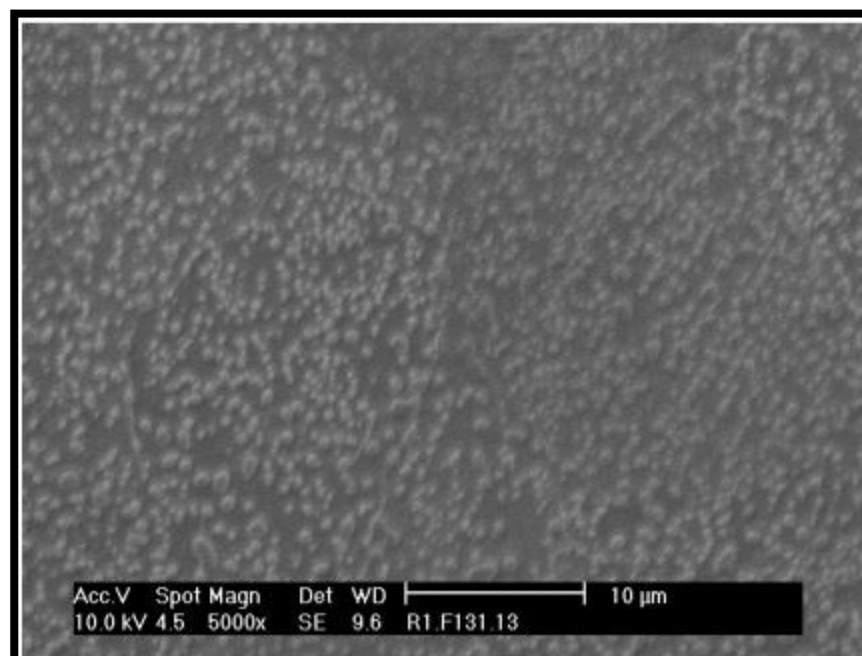


Ilustración 103. Precipitados zona central x5000

R1.F131.1. (C1):

Muestra sometida a la ruta 1 (R1); en primer lugar a tratamiento criogénico tipo 1 (C1: -196°C, 24h) seguido de tratamientos convencionales.

Las características observables en esta muestra son, por un lado la predominancia de martensita (formando listones por toda la superficie) en toda la muestra, característica propia del tratamiento de temple, y por otro la presencia abundante de precipitados. También cabe notar la presencia de poros (señalados en verde sobre la imagen).

Las tablas que acompañan a las imágenes aportan, una de ellas, datos sobre la composición general de la muestra, y la otra sobre la composición de los precipitados presentes en la superficie.

Esta muestra puede compararse con las siguientes muestras: F131.TR.C1 y R1.F131.9. (C2).

Element	Wt %
CrK	7.92
FeK	92.08

Element	Wt %
CrK	1.89
FeK	98.11

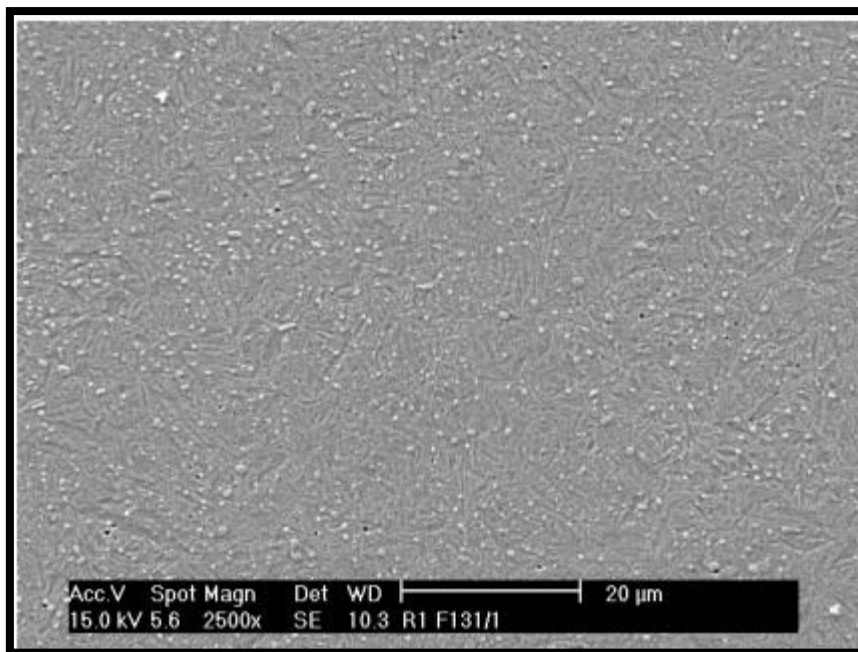


Ilustración 104. Precipitados zona central x2500

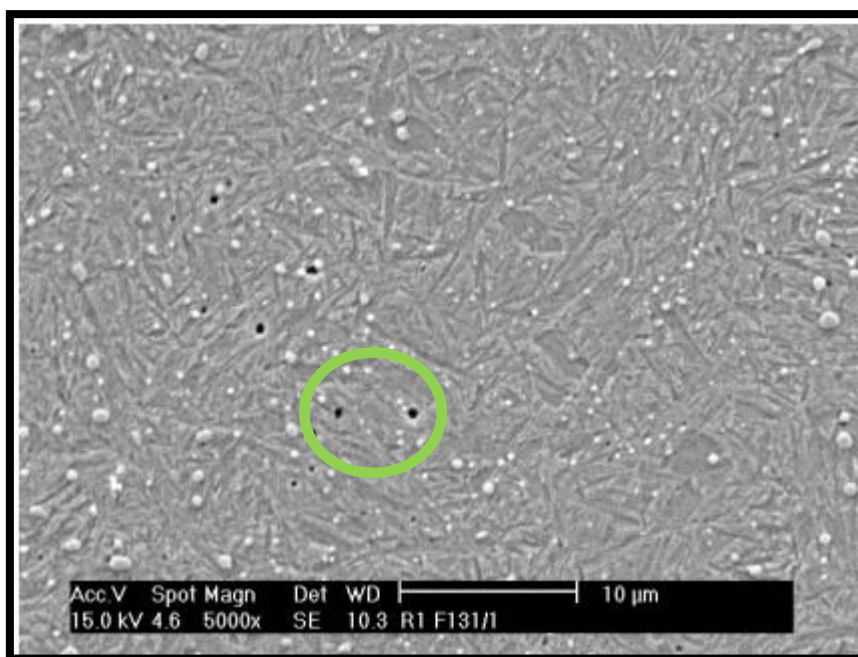


Ilustración 105. Precipitados zona central x5000

R1.F131.9. (C2):

También siguiendo la ruta de tratamientos 1 (R1), y en este caso el tratamiento criogénico 2 (C2: -80°C, 1 h), y posteriormente sometido a tratamientos convencionales, esta muestra presenta también una más que notable predominancia de martensita en su estructura, resultante del tratamiento de templado. Del mismo modo, también cuenta con una abundante presencia de precipitados y algún pequeño poro.

La tabla mostrada es un análisis general de la muestra.

Estas muestras pueden ser comparadas con las muestras F131.TR.C1 y R1.F131.1. (C1).

Element	Wt %
C K	3.71
CrK	4.63
FeK	91.66

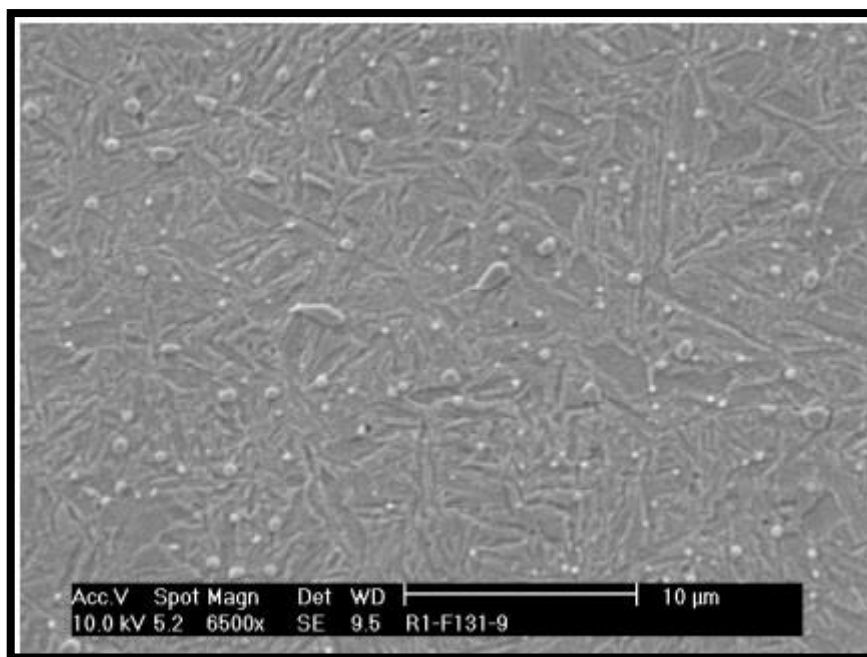


Ilustración 106. Precipitados zona central x6500

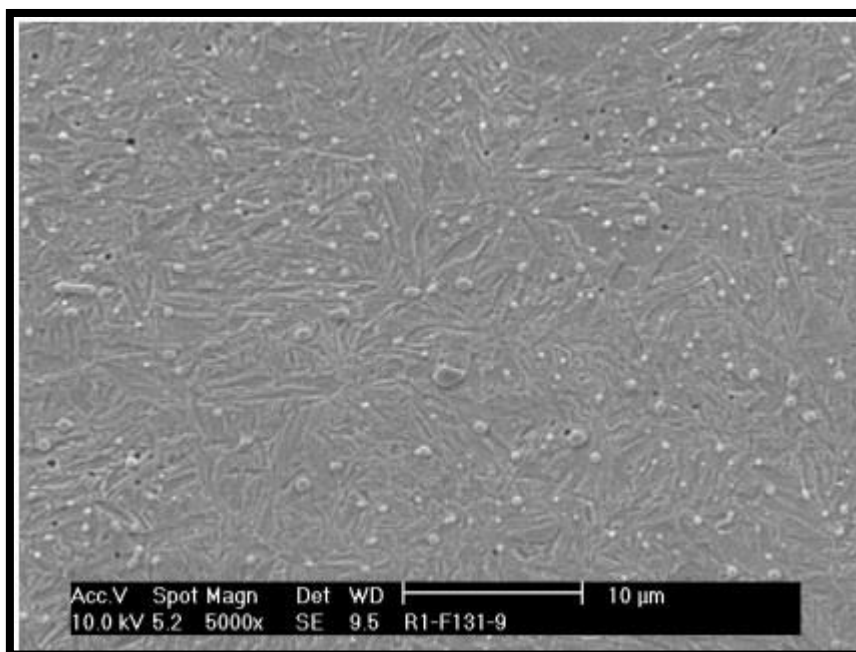


Ilustración 107. Precipitados zona central x5000



R2.F131.1 (C1):

Muestra sometida a temple convencional más el temple criogénico de la ruta C1 (-196°C, 24 h). Se aprecia el predominio de la martensita en la estructura, propia del templado.

Abundancia de precipitados a lo largo de la muestra, con presencia de poros.

Se puede comparar con las siguientes muestras: F131.3T.C1 y R2.F131.11 (C2).

Se han realizado un análisis general sobre la muestra y otro de precipitados en los que predomina el cromo sobre los demás elementos, cuyos datos numéricos pueden observarse en las tablas.

Element	Wt %	Element	Wt %
C K	6.38	C K	3.33
CrK	9.68	CrK	1.91
FeK	83.94	FeK	94.76

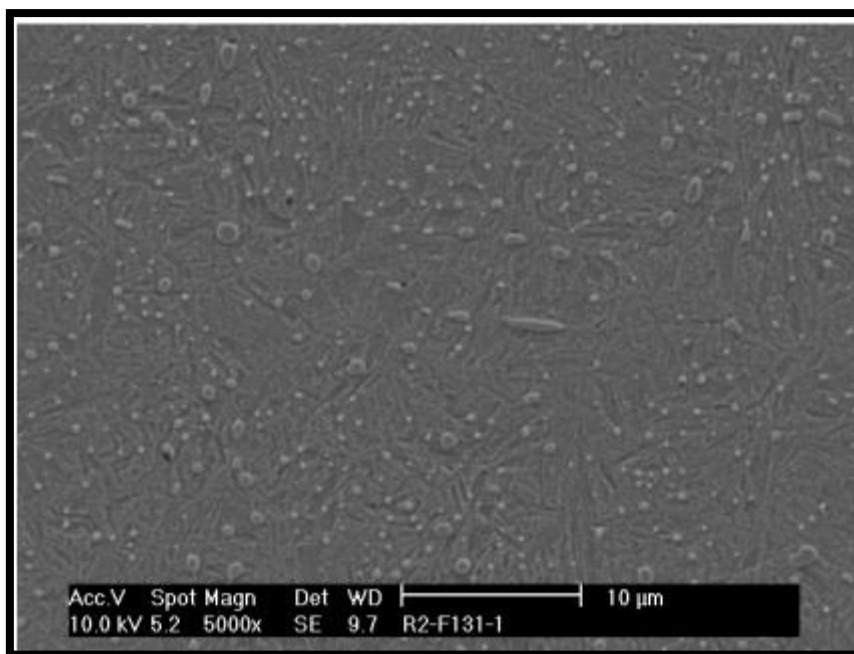


Ilustración 108. Precipitados zona central x5000

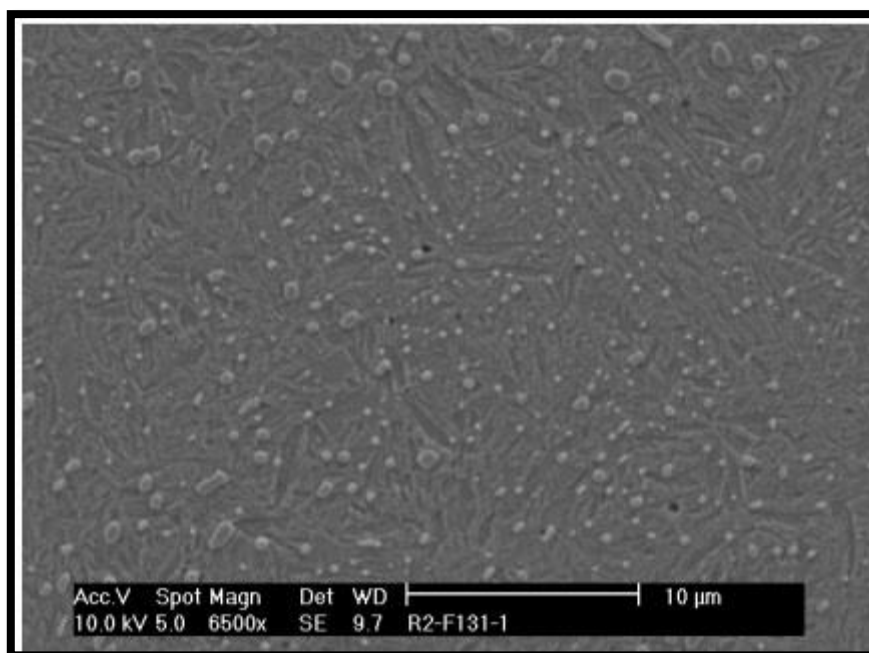


Ilustración 109. Precipitados zona central x6500

R2.F131.11 (C2):

Muestra sometida a temple convencional más el temple criogénico de la ruta C2 (-80°C, 1h). Se aprecia el predominio de la martensita en la estructura propia del templado. Abundancia de precipitados a lo largo de la muestra, con presencia de poros.

Se puede comparar con las siguientes muestras: F131.3T.C1 y R2.F131.1 (C1).

Como se recoge en las tablas, se han realizado un análisis general sobre la muestra y otro de precipitados en el que predomina el cromo sobre los demás elementos.

Element	Wt %	Element	Wt %
CrK	8.76	CrK	1.52
FeK	91.24	FeK	98.48

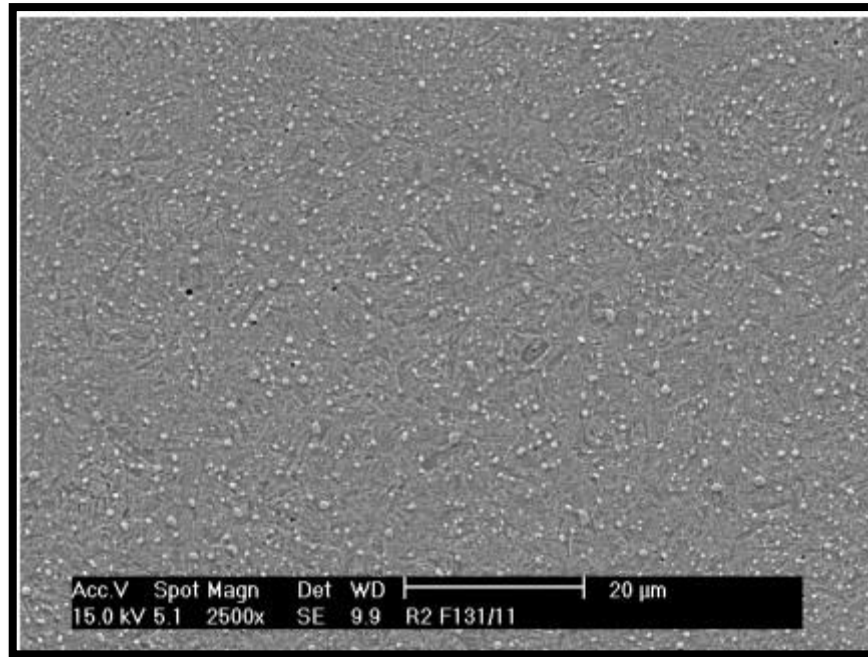


Ilustración 110. Precipitados zona central x2500

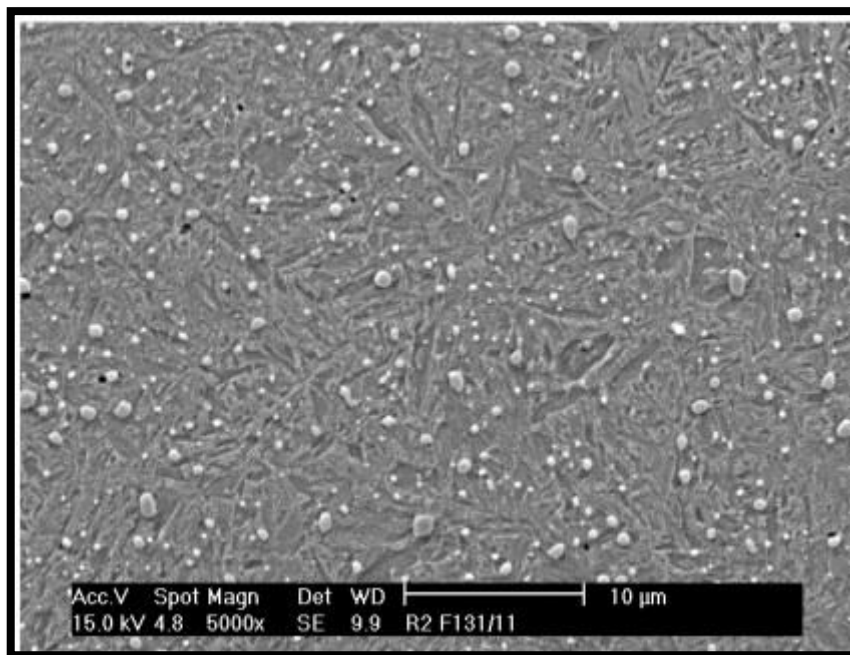


Ilustración 111. Precipitados zona central x5000

R2.F131.6. (C1):

Muestra sometida a temple convencional más el temple criogénico de la ruta C1 (-196°C, 24 h), para posteriormente culminar los tratamientos convencionales con el revenido. Se aprecia el predominio de la martensita en la estructura propia del templado. Abundancia de precipitados a lo largo de la muestra.

Se puede comparar con las siguientes muestras: F131.TR.C1 y R2.F131.16. (C2).

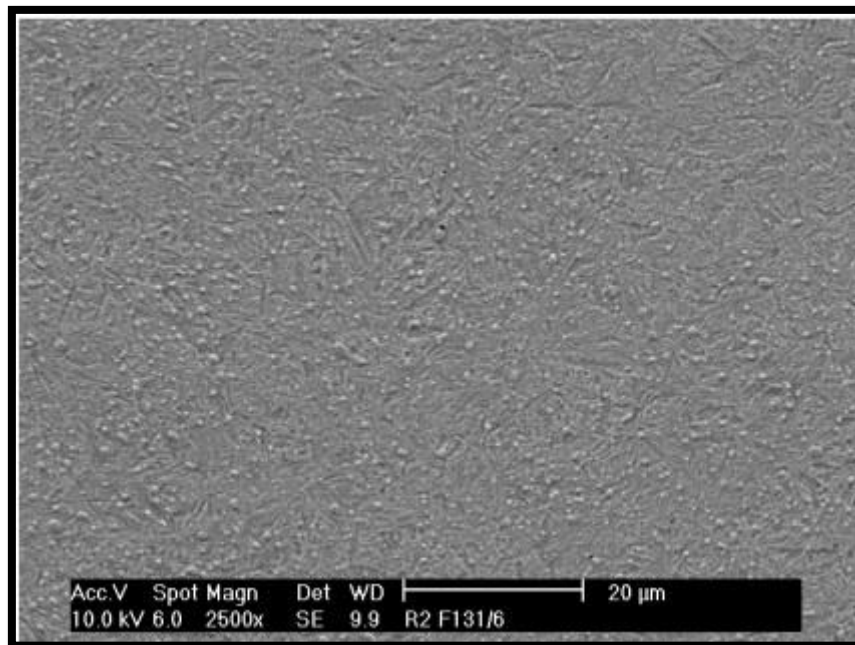


Ilustración 112. Precipitados zona central x2500

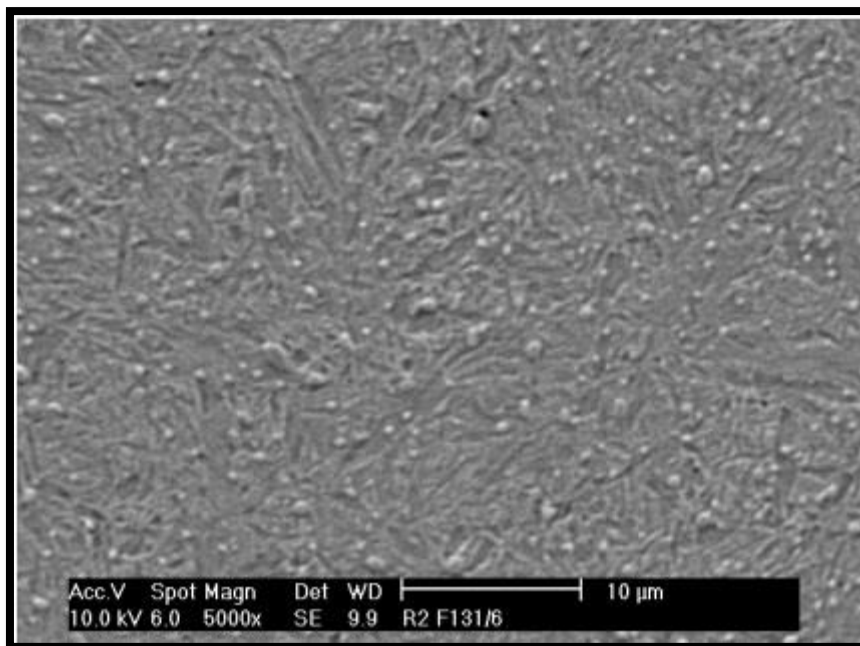


Ilustración 113. Precipitados zona central x5000

R2.F131.16. (C2):

Muestra sometida a temple convencional más el temple criogénico de la ruta R2 y el tratamiento criogénico 2 (C2: -80°C, 1h), para posteriormente culminar los tratamientos convencionales con el revenido. Se aprecia el predominio de la martensita en la estructura propia del templado. Abundancia de precipitados a lo largo de la muestra, con presencia de poros.

Se puede comparar con las siguientes muestras: F131.TR.C1 y R2.F131.6. (C1).

Se han realizado un análisis general sobre la muestra y otro de precipitados en el que predomina el cromo sobre los demás elementos (presentación de los datos en las tablas).

Element	Wt %	Element	Wt %
CrK	6.47	CrK	1.85
FeK	93.53	FeK	98.15

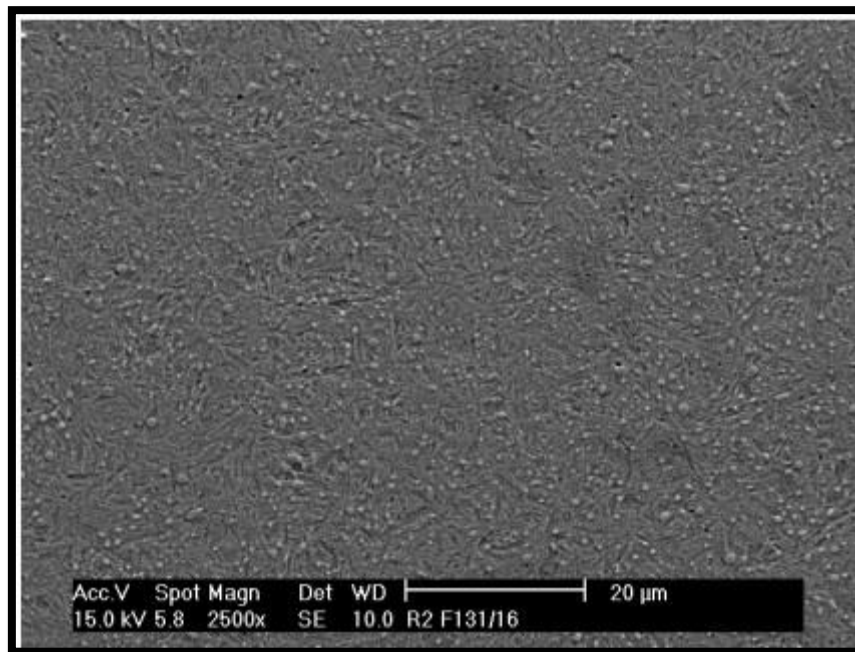


Ilustración 114. Precipitados zona central x2500

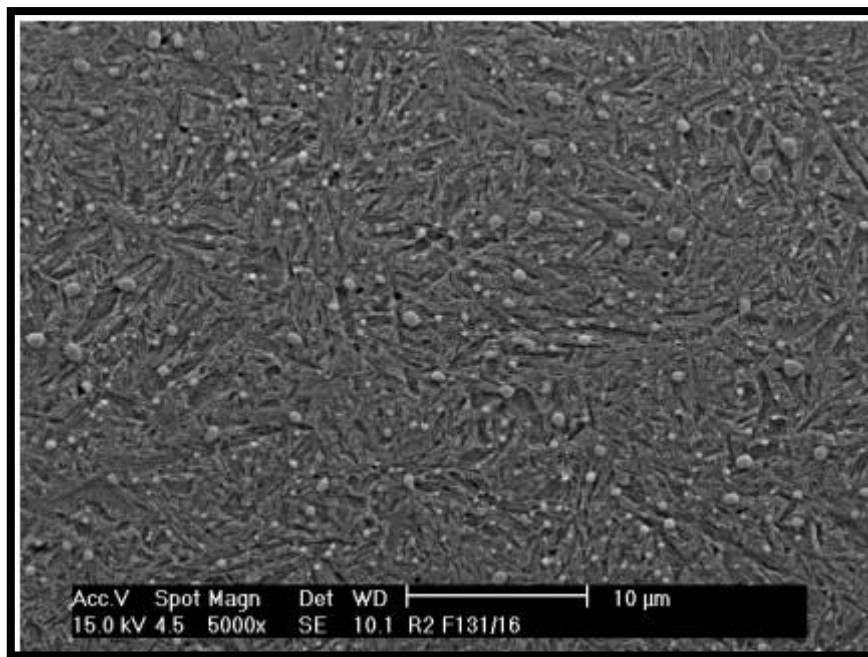


Ilustración 115. Precipitados zona central x5000

R3.F131.6. (C1):

Muestra correspondiente al material templado y revenido mediante los tratamientos convencionales. Se aprecia una estructura marcada por la martensita y con un número de precipitados abundantes y repartidos homogéneamente sobre la muestra.

Esta muestra se puede comparar con las siguientes: F131.TR.C1 y R3.F131.1. (C2).

En los análisis generales de la muestra y precipitados recogidos en las tablas debajo presentadas, se aprecian que éstos últimos están constituidos principalmente por cromo.

Element	Wt %	Element	Wt %
CrK	4.09	CrK	1.77
FeK	95.91	FeK	98.23

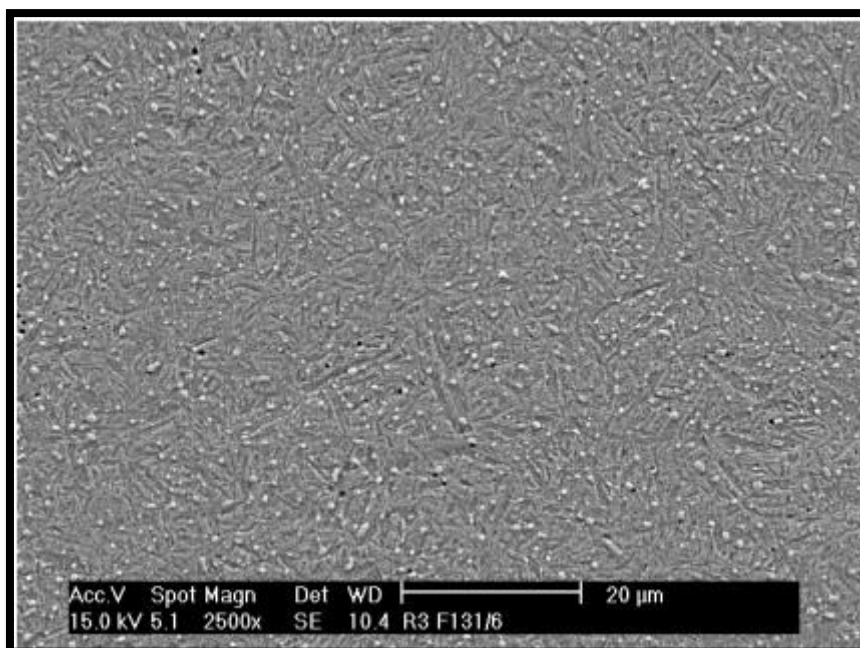


Ilustración 116. Precipitados zona central x2500

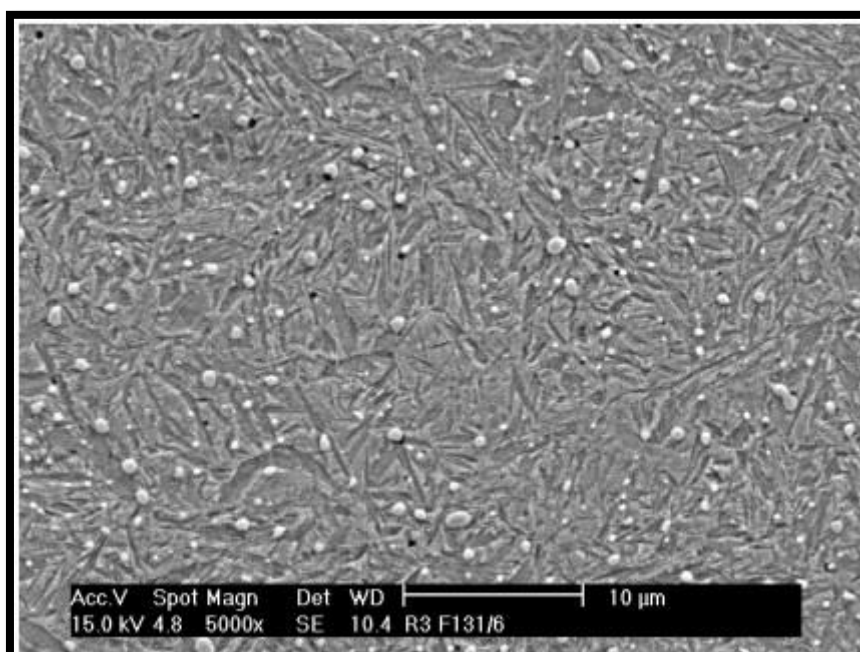


Ilustración 117. Precipitados zona central x5000

R3.F131.1. (C2):

Muestra correspondiente al material templado y revenido mediante los tratamientos convencionales. Se aprecia una estructura marcada por la martensita y con un número de precipitados abundantes y repartidos homogéneamente sobre la muestra.

Esta muestra se puede comparar con las siguientes: F131.TR.C1 y R3.F131.6. (C1).

En los análisis generales mostrados de la muestra y precipitados, se aprecian que éstos últimos están constituidos principalmente por cromo.

Element	Wt %	Element	Wt %
CrK	4.17	CrK	1.87
FeK	95.83	FeK	98.13

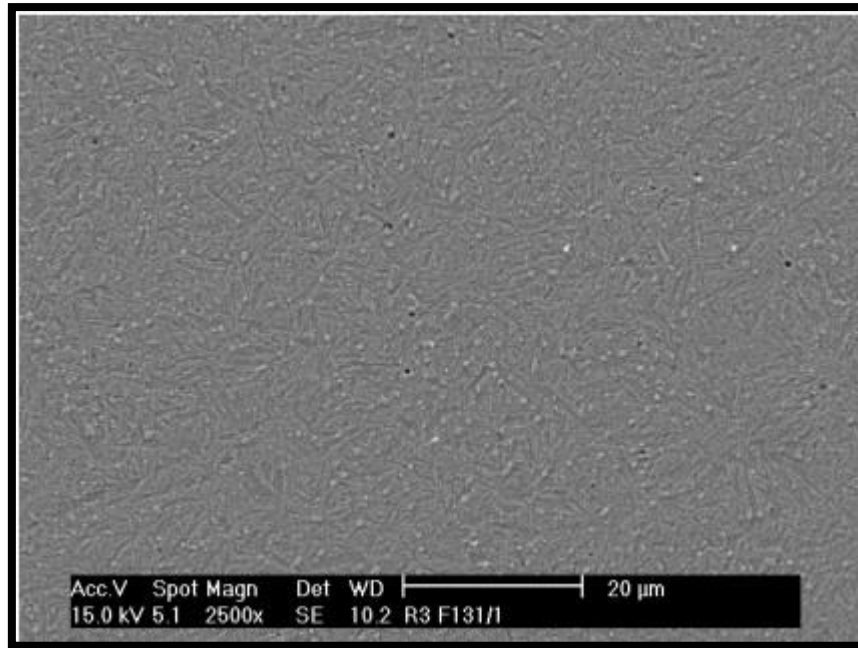


Ilustración 118. Precipitados zona central x2500

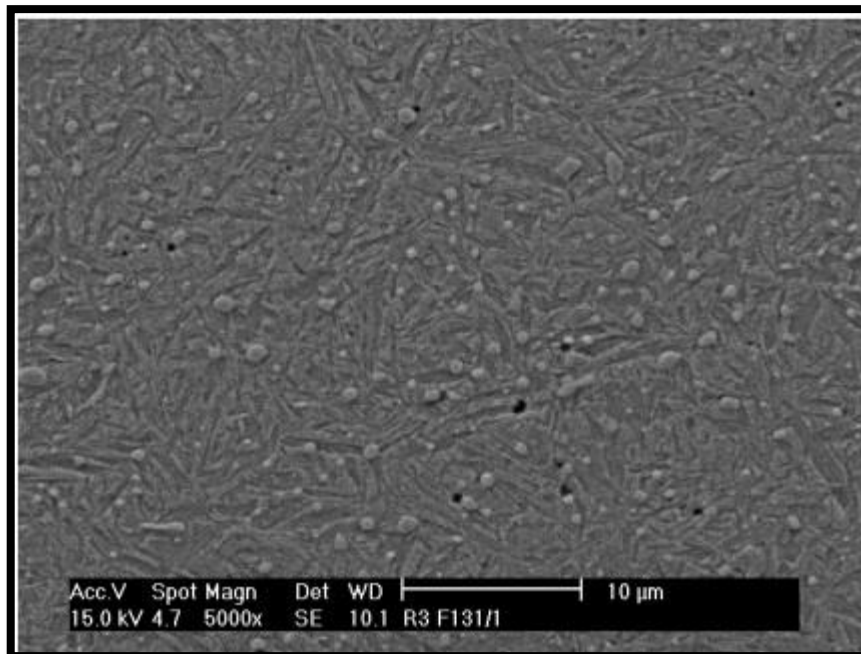


Ilustración 119. Precipitados zona central x5000

R3.F131.10. (C1):

Muestra correspondiente al material templado y revenido mediante los tratamientos convencionales, y posteriormente sometido al tratamiento criogénico C1 (-196°C, 24h). Se aprecia una estructura marcada por la martensita y con un número de precipitados abundantes y repartidos homogéneamente sobre la muestra. Presencia de poros.

Esta muestra se puede comparar con las siguientes: F131.TR.C1 y R3.F131.5.
(C2).

En estos análisis generales de la muestra y precipitados, se aprecia en este caso también que éstos últimos están constituidos principalmente por cromo.

Element	Wt %	Element	Wt %
CrK	8.06	CrK	1.79
FeK	91.94	FeK	98.21

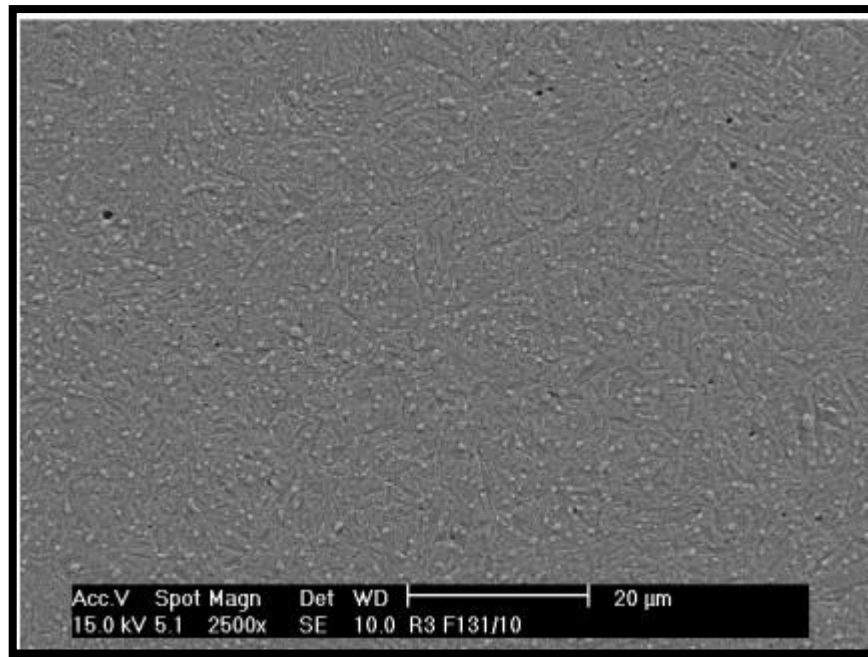


Ilustración 120. Precipitados zona central x2500

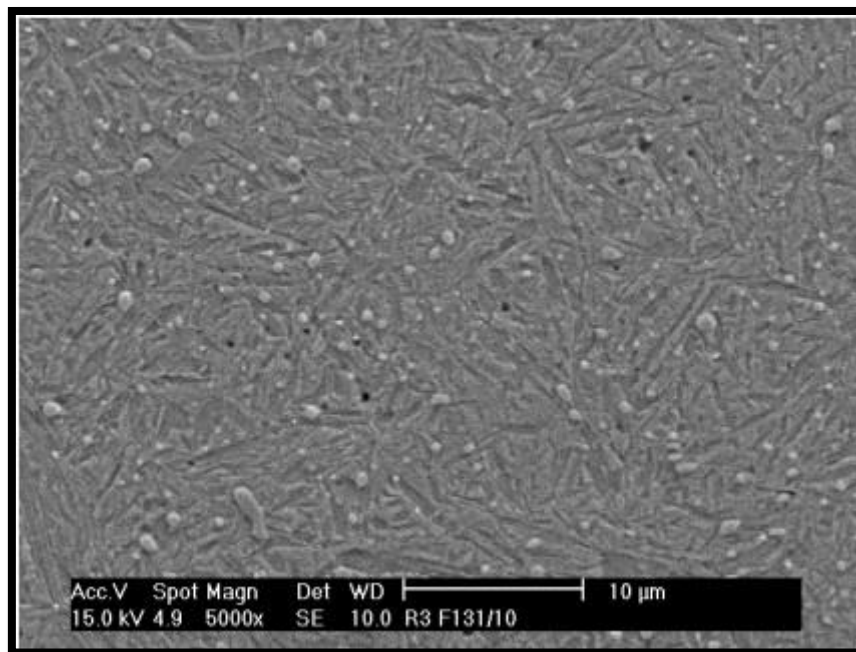


Ilustración 121. Precipitados zona central x5000

R3.F131.5. (C2):

Muestra correspondiente al material templado y revenido mediante los tratamientos convencionales, y posteriormente sometido al tratamiento criogénico C2 (-80°C, 1h). Se aprecia una estructura marcada por la martensita y con un número de precipitados abundantes y repartidos homogéneamente sobre la muestra. Presencia de poros.

Esta muestra se puede comparar con las siguientes: F131.TR.C1 y R3.F131.10. (C1).

En estos análisis generales de la muestra y precipitados, se aprecian que éstos últimos están constituidos principalmente por cromo.

Element	Wt %	Element	Wt %
CrK	3.91	CrK	1.85
FeK	96.09	FeK	98.15

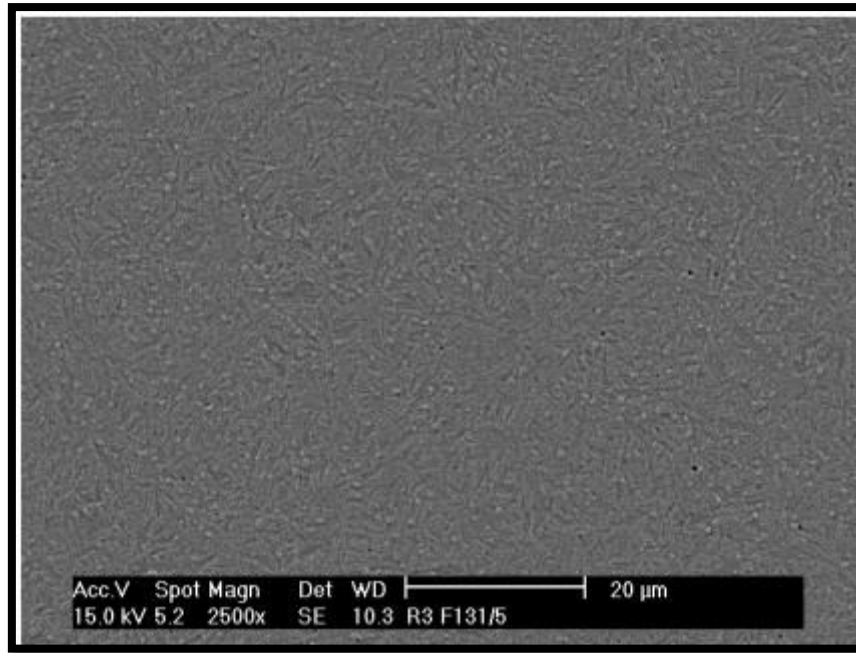


Ilustración 122. Precipitados zona central x2500

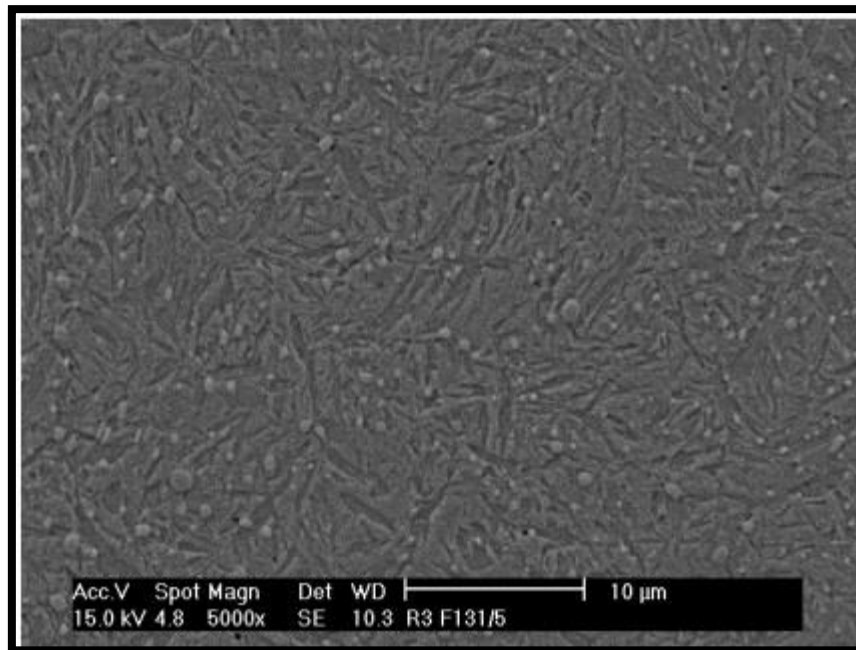


Ilustración 123. Precipitados zona central x5000

5.2.5.2. Material F1522/AISI 8620:

F1522.MB:

Esta muestra corresponde con el material base, sin ningún tipo de tratamiento.

Esta muestra se comparará con las muestras: F1522/1.CT, R1.F131.5 (C1) y R1.F131.13 (C2).

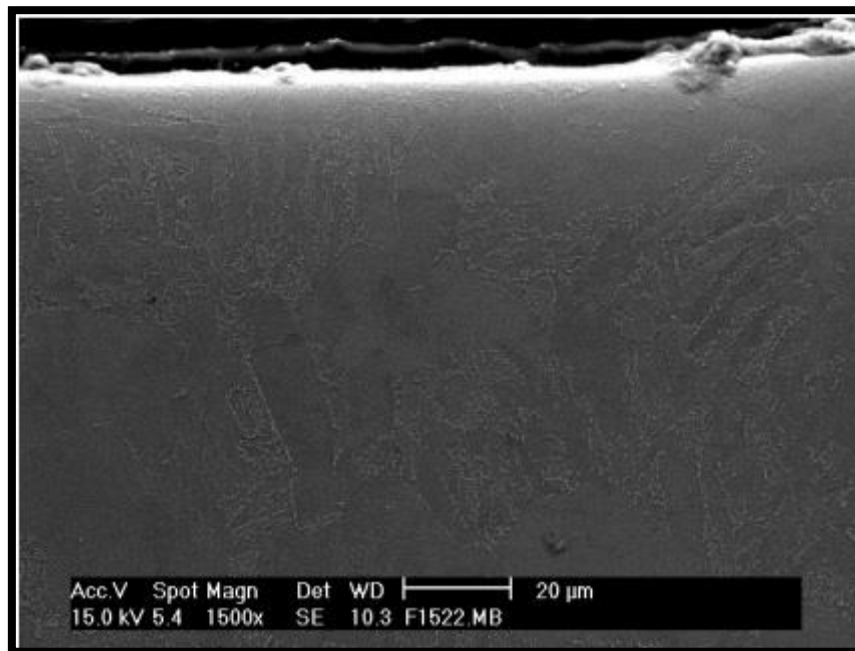


Ilustración 124. Superficie x1500

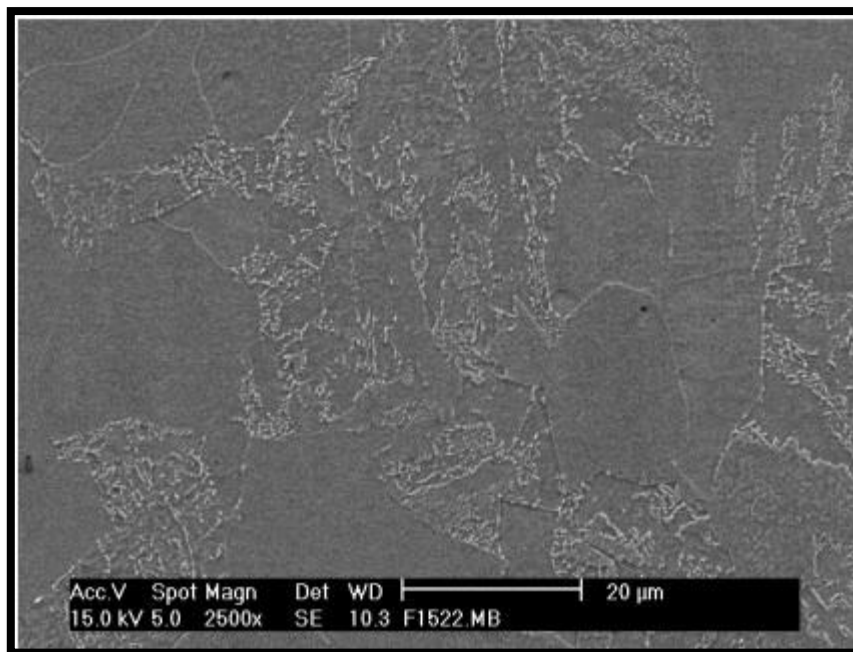


Ilustración 125. Zona central x2500

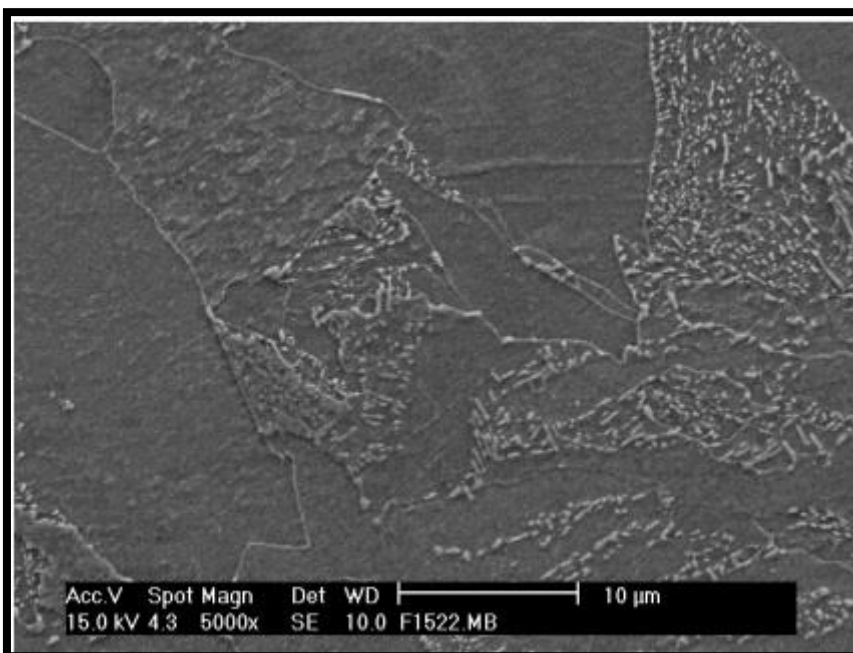


Ilustración 126. Zona central x5000

Element	Wt %
C K	3.14
CrK	0.76
FeK	95.24
NiK	0.85

F1522/1.CT:

Muestra correspondiente al material cementado y templado mediante tratamiento convencional, pudiéndose apreciar una estructura dominada por la martensita.

Se puede comparar esta muestra con las siguientes: F131.MB.C1, R2.F131.1 (C1) y R2.F131.11 (C2).

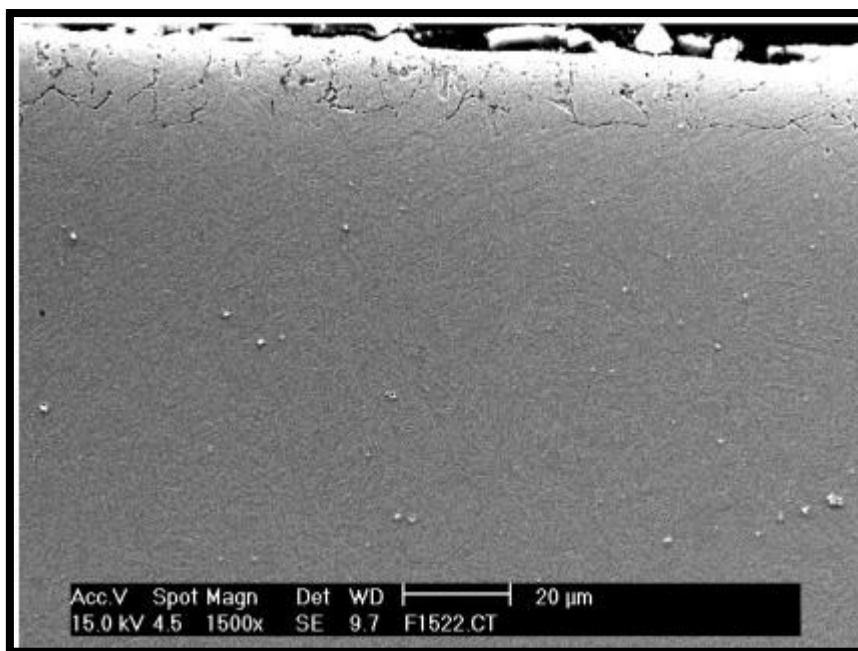


Ilustración 127. Superficie x1500

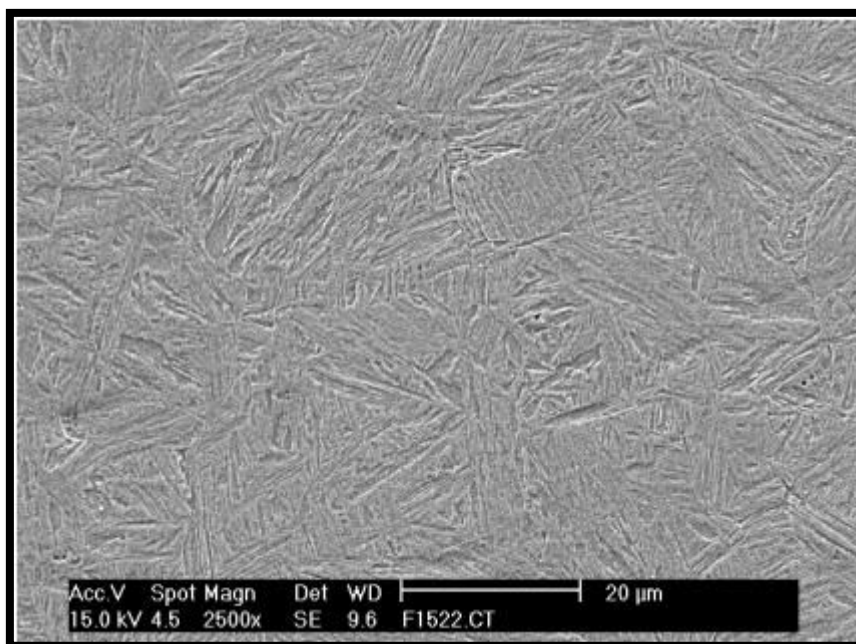


Ilustración 128. Zona central x2500

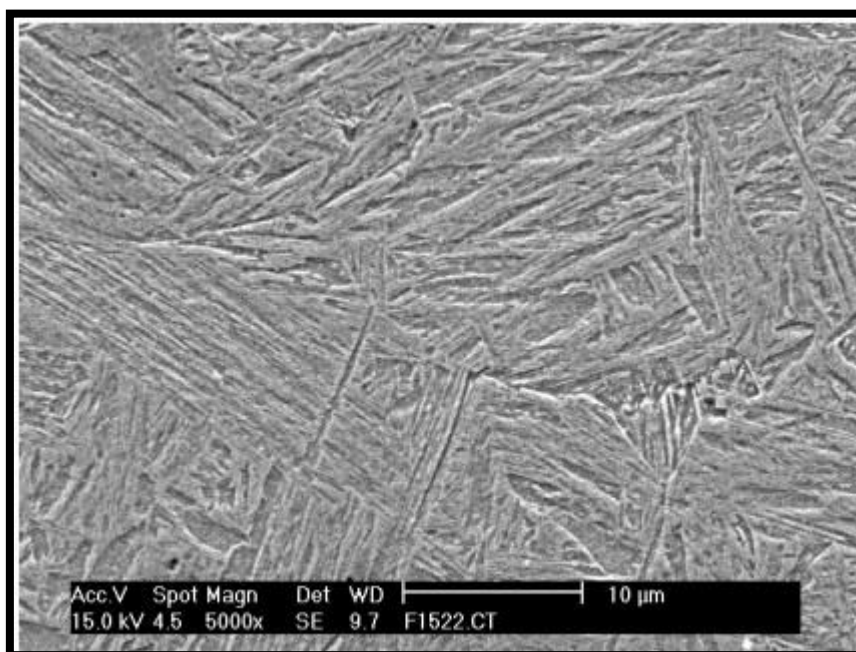


Ilustración 129. Zona central x5000

Element	Wt %	Element	Wt %
C K	4.46	C K	2.15
CrK	0.61	CrK	0.64
FeK	94.12	FeK	1.24
Mnk	0.82	Mnk	95.97

F1522/1.CTR:

Muestra correspondiente al material cementado, templado y revenido mediante tratamiento convencional, pudiéndose apreciar una estructura dominada por la martensita.

Se puede comparar esta muestra con las siguientes: F131.MB.C1, R2.F131.1 (C1) y R2.F131.11 (C2).

Element	Wt %	Element	Wt %
C K	3.14	C K	3.68
CrK	0.77	CrK	0.82
FeK	94.12	FeK	93.57
Mnk	1.30	Mnk	1.26
Nik	0.67	Nik	0.68

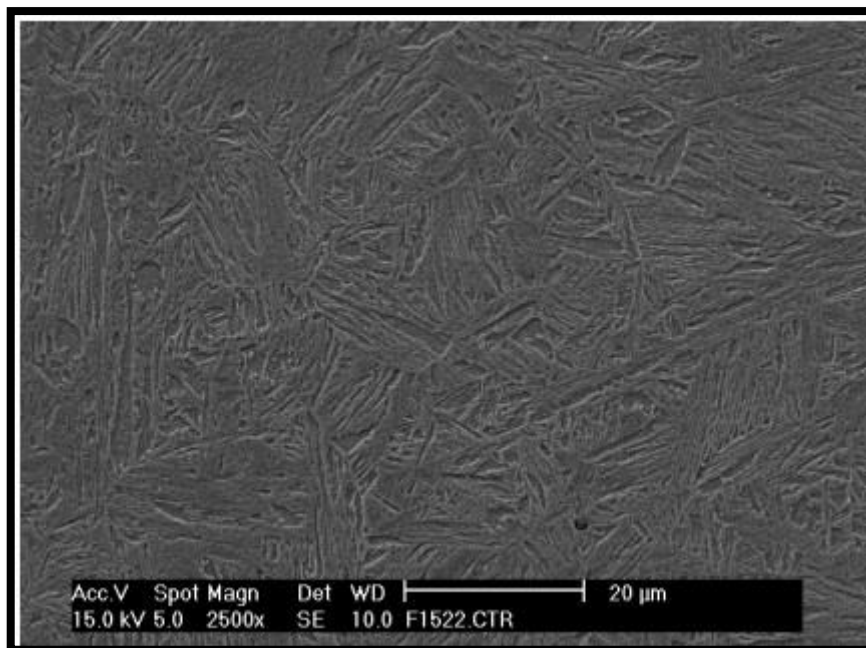


Ilustración 130. Zona central x2500

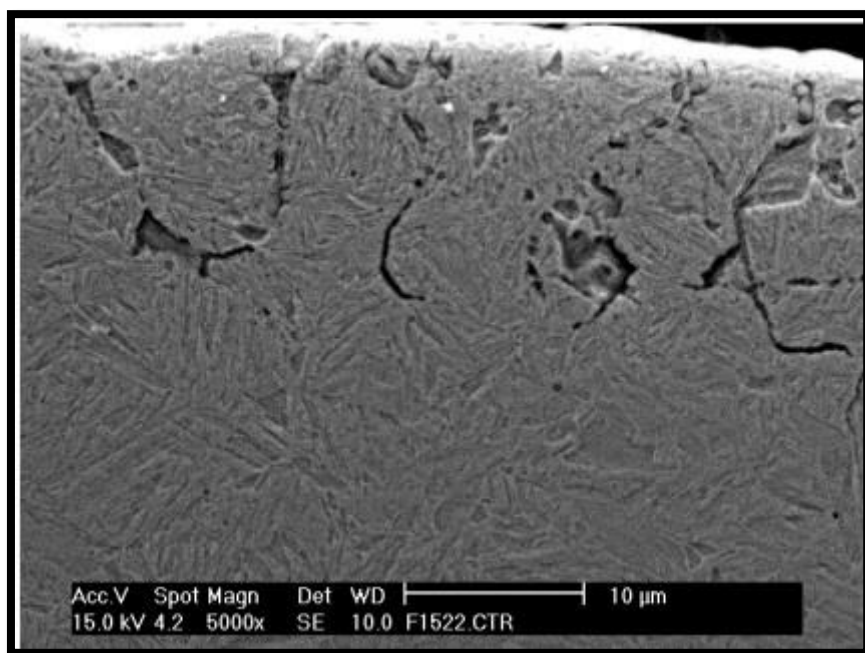


Ilustración 131. Superficie x5000

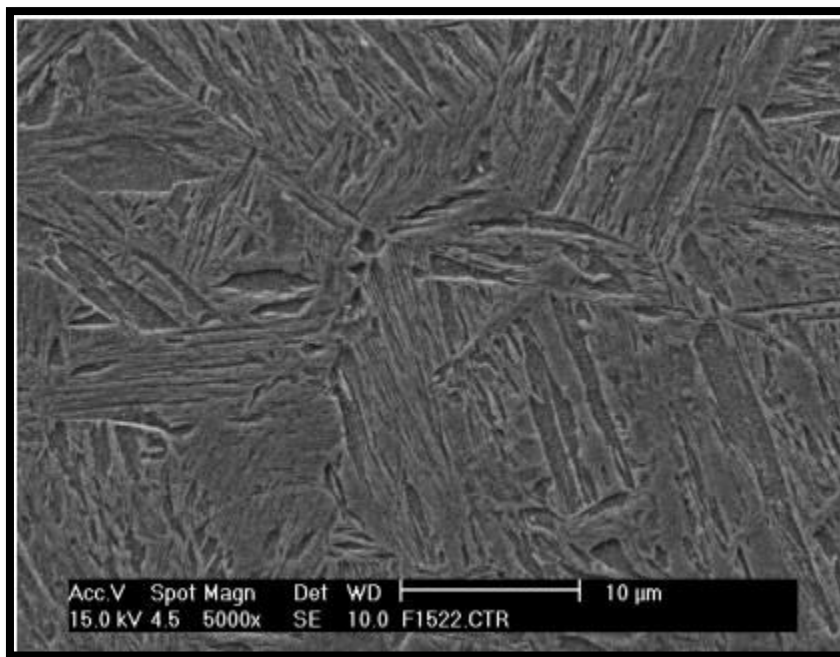


Ilustración 132. Zona central x5000

R1.F1522.5 (C1):

Esta muestra corresponde al material en estado base a la cual se la ha sometido al tratamiento criogénico de la ruta C1 (-196°C, 24h).

Sirve de comparación con las siguientes muestras: F131.MB.C1 y R1.F131.13 (C2).

Los análisis realizados revelan la composición recogida en la tabla a continuación:

Element	Wt %
CrK	0.64
FeK	99.36

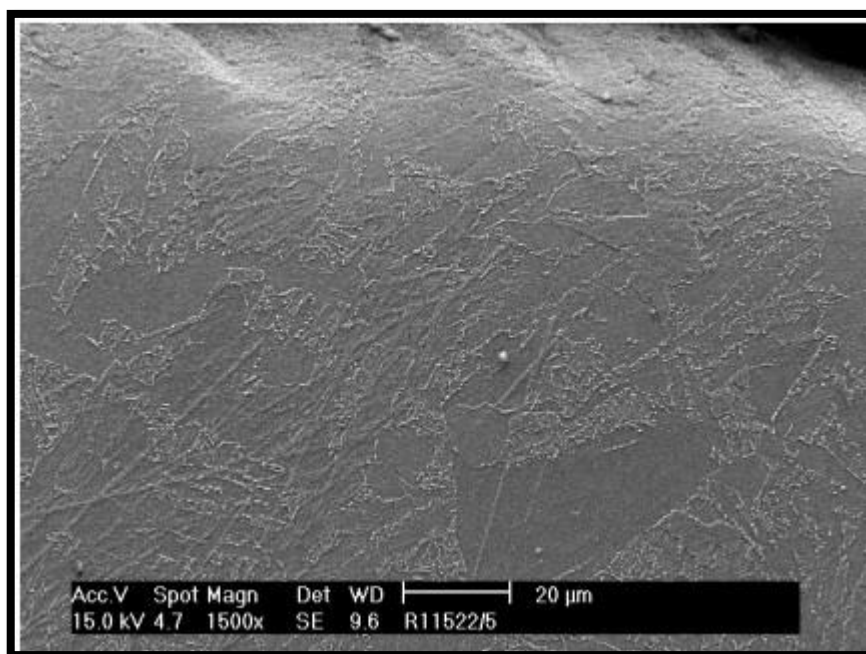


Ilustración 133. Superficie x1500

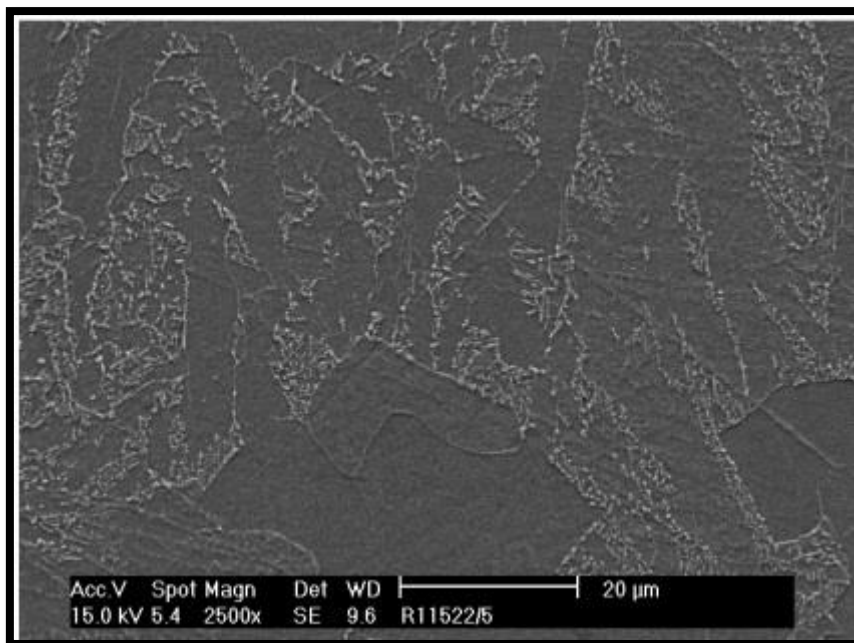


Ilustración 134. Zona central x2500

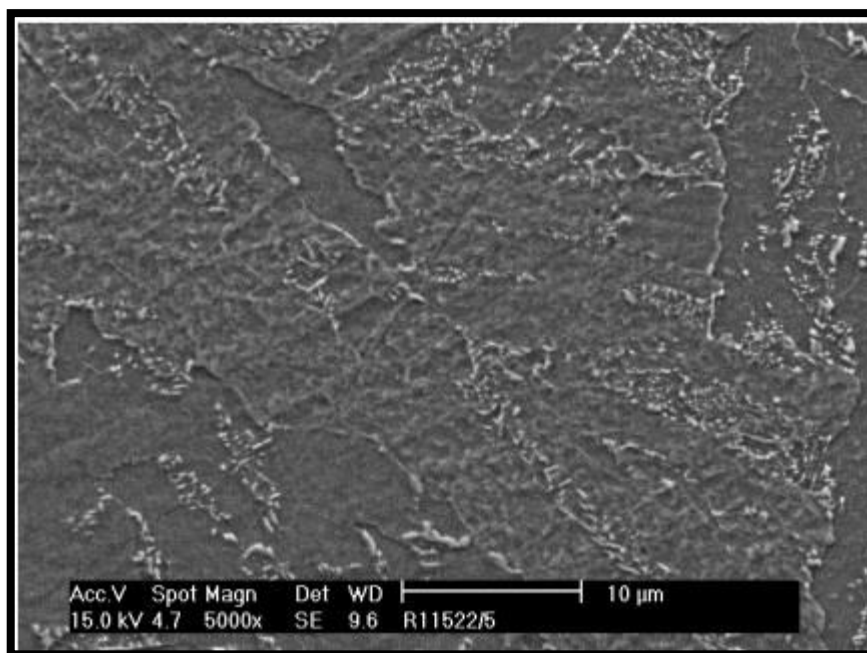


Ilustración 135. Zona central x5000

R1.F1522.13 (C2):

La muestra corresponde al material en estado base a la cual se la ha sometido al tratamiento criogénico de la ruta 1 (R1) y tratamiento criogénico 2 (C2: -80°C, 1 h.).

Esta muestra se puede comparar con las siguientes: F131.MB.C1 y R1.F131.5 (C1).

Element	Wt %
CrK	0.80
FeK	99.20

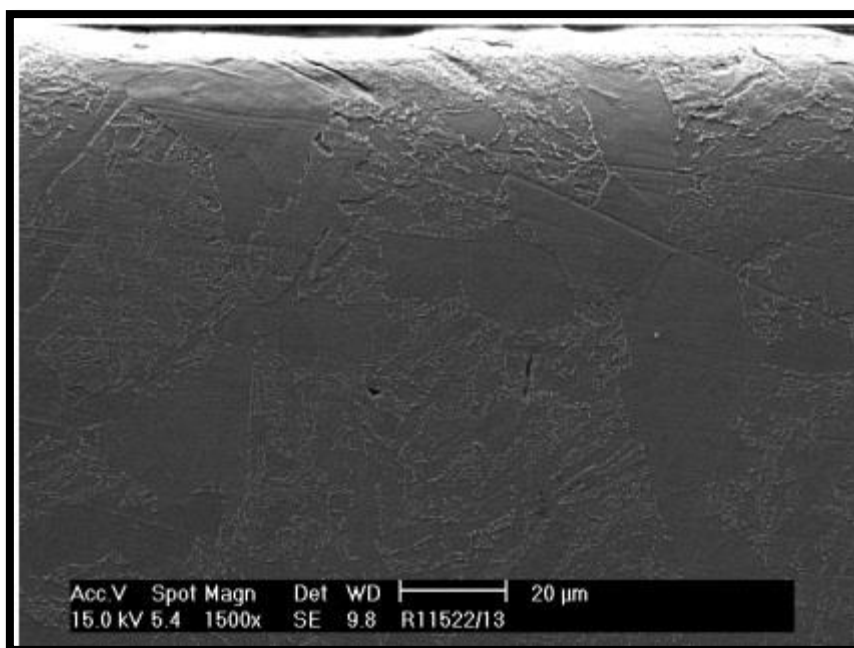


Ilustración 136. Superficie x1500

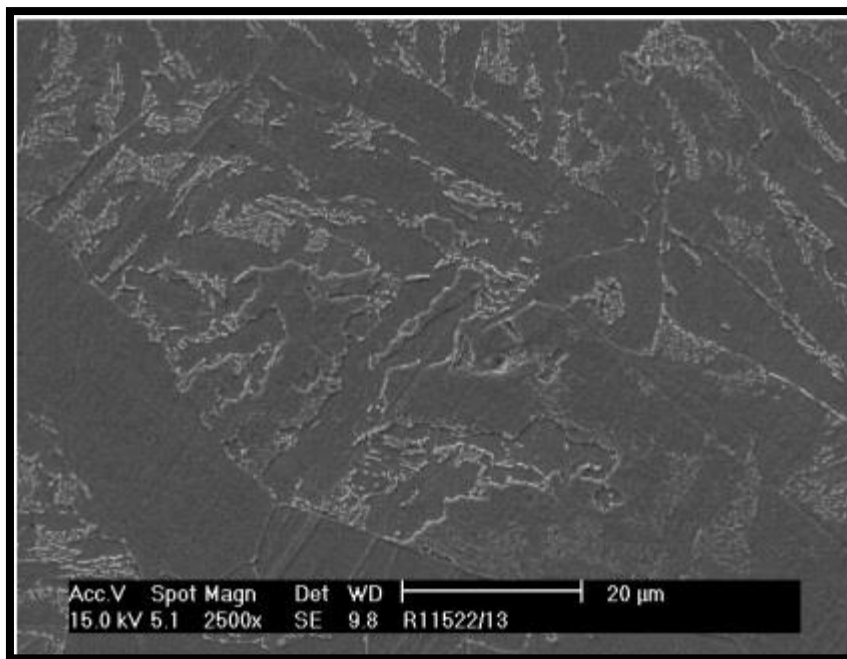


Ilustración 137. Zona central x2500

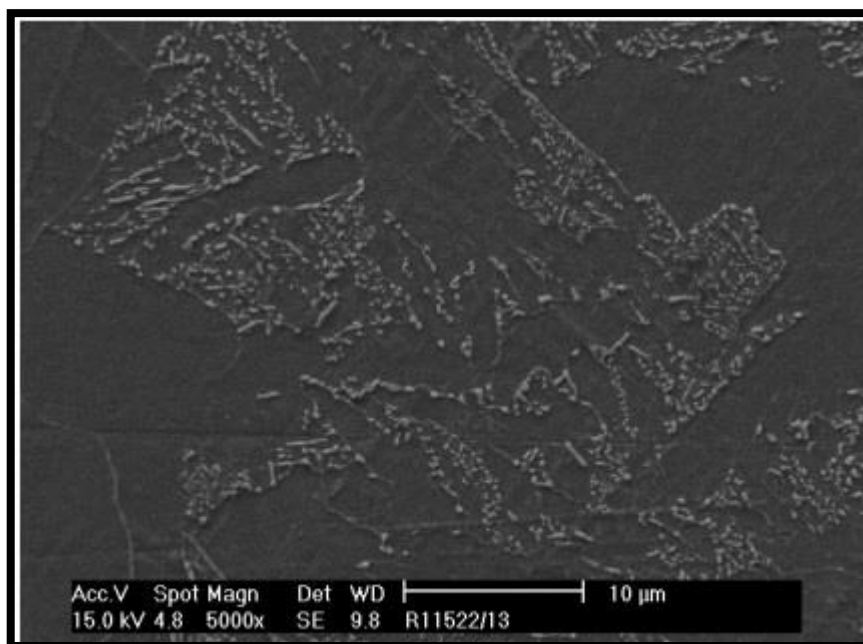


Ilustración 138. Zona central x5000

R1.F1522.1. (C1):

Muestra sometida al tratamiento criogénico 1 (C1: -196°C, 24h.), siguiendo la ruta 1 (R1), y posteriormente a los tratamientos convencionales. Se aprecia el predominio de la martensita en la estructura propia del templado. Presenta manchas a lo largo de la muestra.

Se puede comparar con las siguientes muestras: F1522.1.CTR y R1.F131.9. (C2).

Se han realizado un análisis general sobre la muestra y otro sobre la mancha y los resultados se recogen en las siguientes tablas:

Element	Wt %	Element	Wt %
Sk	58.30	CrK	0.62
CrK	1.44	FeK	99.38
FeK	40.26		

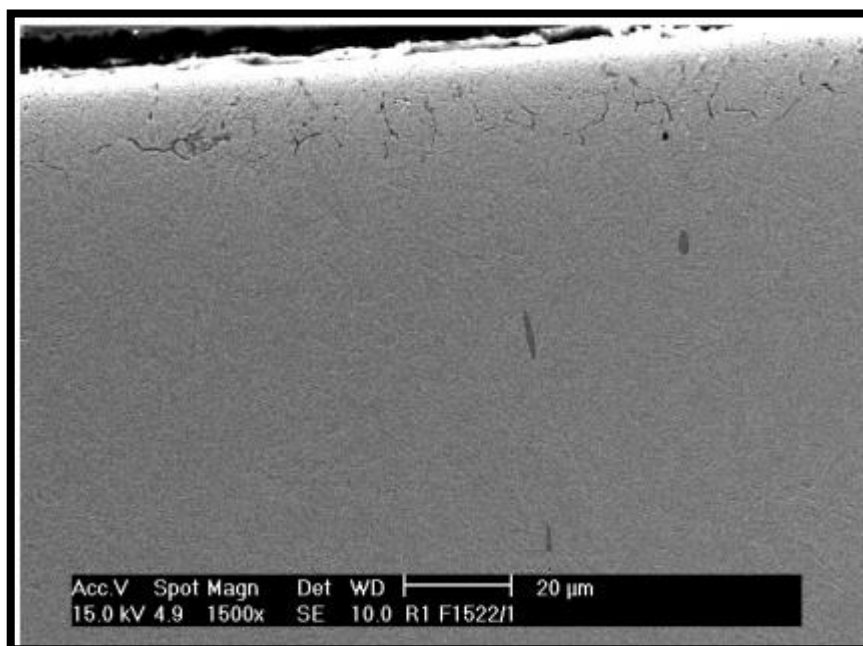


Ilustración 139. Superficie x1500

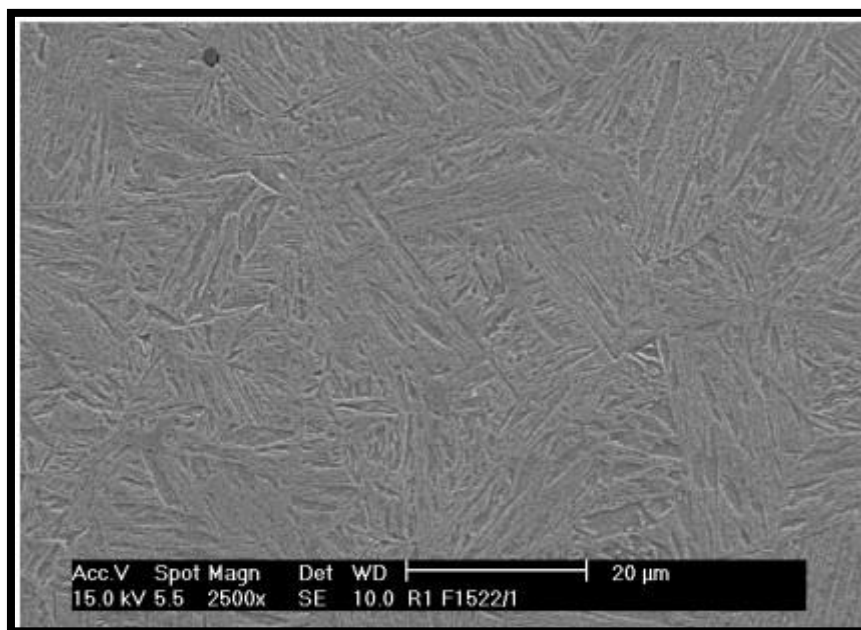


Ilustración 140. Zona central x2500

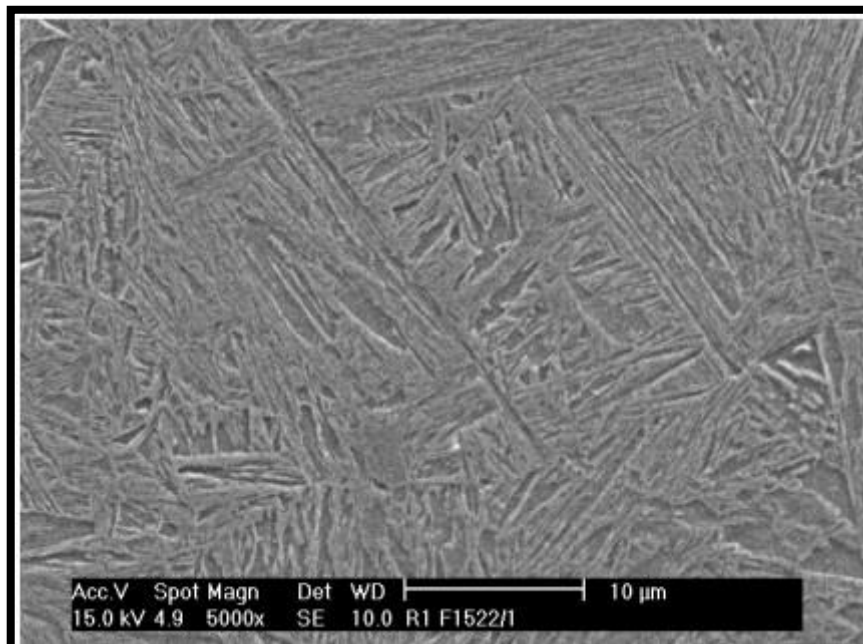


Ilustración 141. Zona central x5000

R1.F1522.9. (C2):

Muestra sometida al tratamiento criogénico de la ruta C2 (-80°C, 1 h) y posteriormente a los tratamientos convencionales. Se aprecia el predominio de la martensita en la estructura propia del templado. Abundancia de manchas a lo largo de la muestra

Se puede comparar con las siguientes muestras: F1522/1.CTR y R1.F131.1. (C1).

Element	Wt %	Element	Wt %
Sk	35.20	CrK	0.47
CrK	0.47	FeK	99.53
Mnk	60.18		
FeK	4.16		

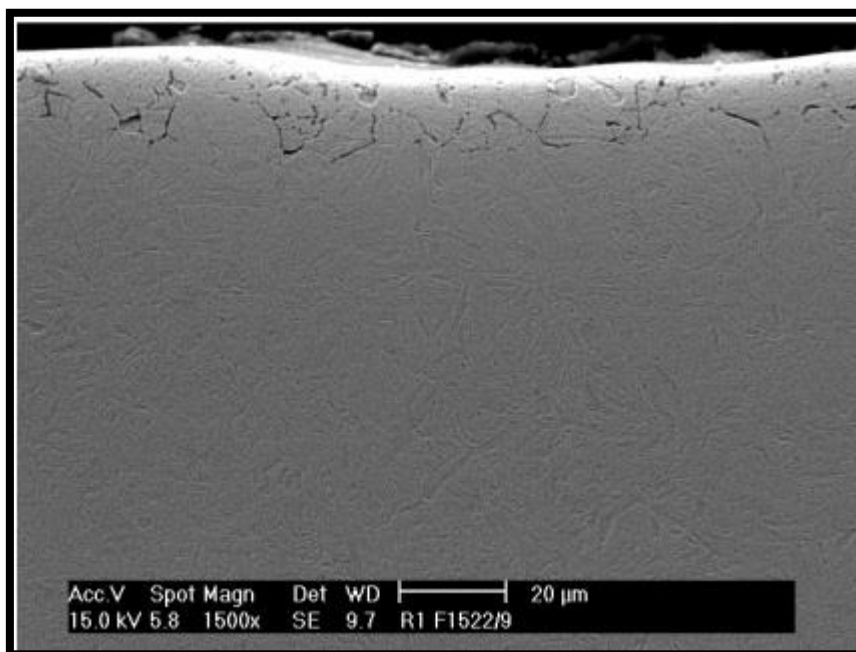


Ilustración 142. Superficie x1500

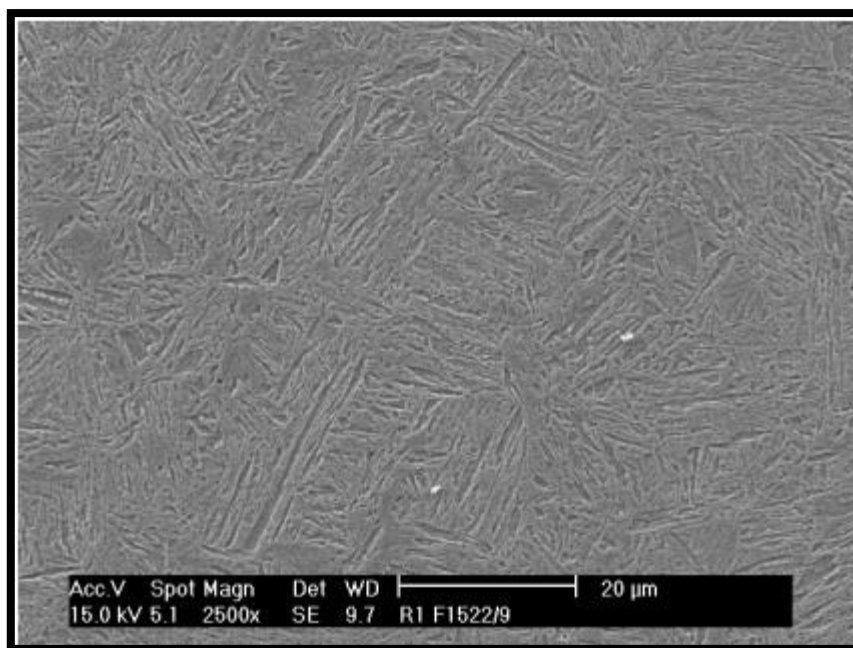


Ilustración 143. Zona central x2500

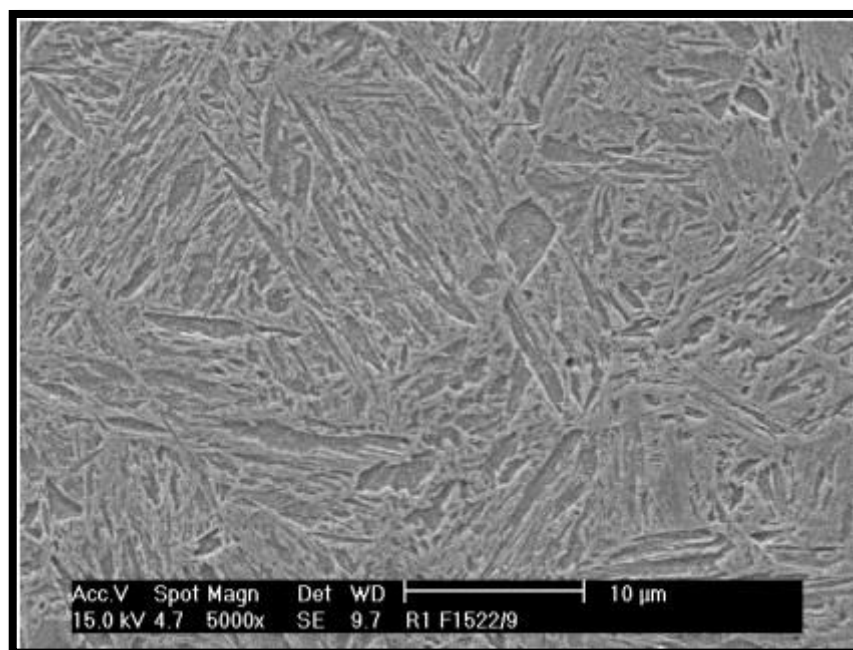


Ilustración 144. Zona central x5000



R2.F1522.1 (C1):

Muestra sometida a temple convencional más el temple criogénico del tipo 1 (C1: -196°C, 24 h) siguiendo la ruta 2. Se aprecia el predominio de la martensita en la estructura propia del templado.

Abundancia de manchas a lo largo de la superficie, no se aprecian grietas en el borde.

Se puede comparar con las siguientes muestras: F1522/1.CT y R2.F131.11 (C2).

Element	Wt %	Element	Wt %
Sk	32.38	CrK	0.79
CrK	0.57	FeK	99.21
Mnk	57.45		
FeK	9.59		

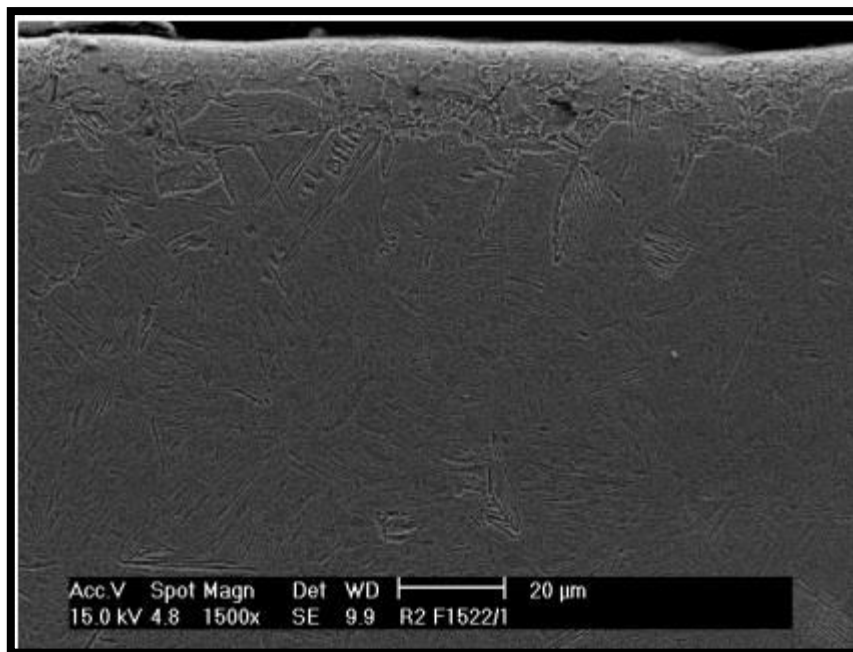


Ilustración 145. Superficie x1500

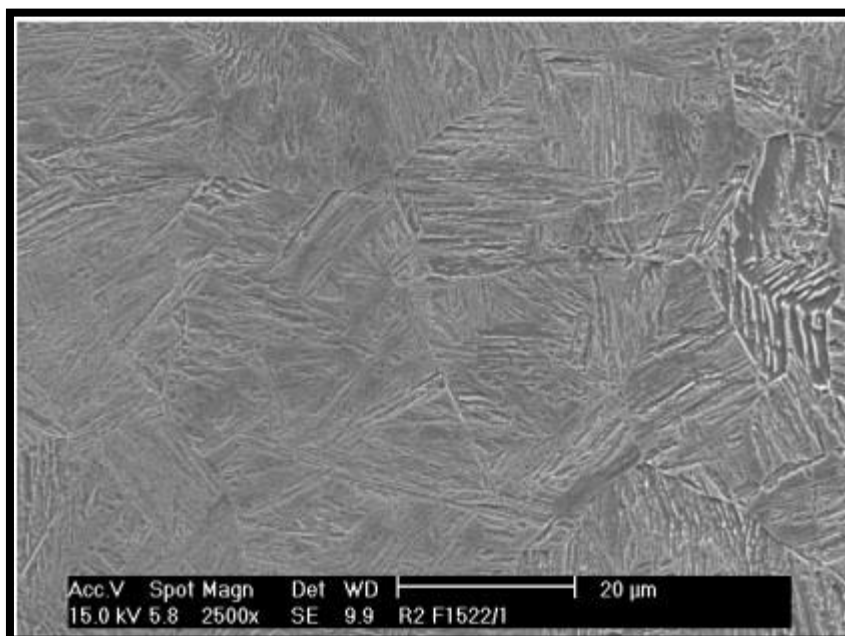


Ilustración 146. Zona central x2500

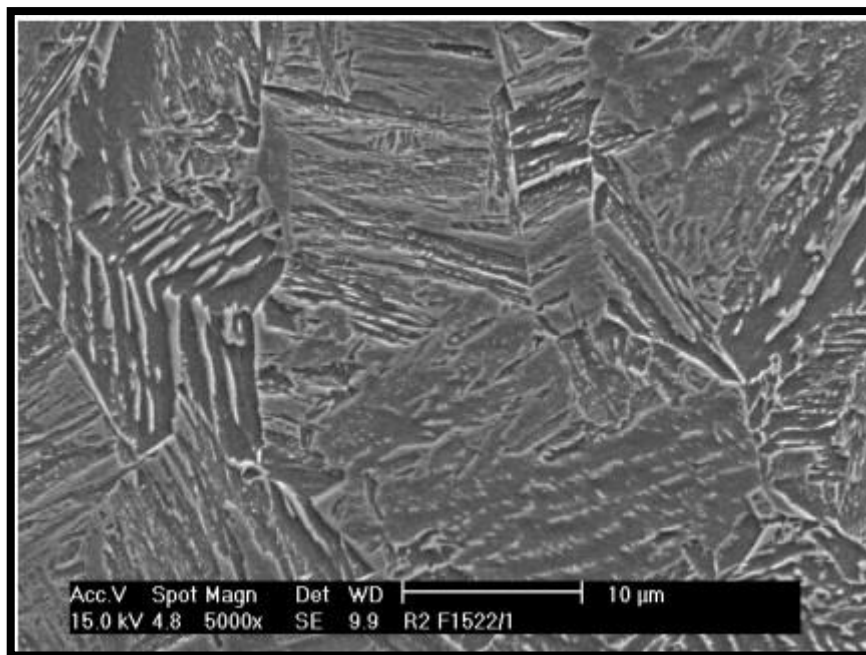


Ilustración 147. Zona central x5000

R2.F1522.11 (C2):

Muestra sometida a temple convencional más el temple criogénico del tratamiento 2 (C2: -80°C, 1h) siguiendo la ruta 2 (R2). Se aprecia el predominio de la martensita en la estructura propia del templado. No se aprecian tantas grietas en la zona cementada.

Se puede comparar con las siguientes muestras: F1522/1.CT y R2.F131.1 (C1).

Element	Wt %
CrK	0.72
Mnk	0.97
FeK	98.31

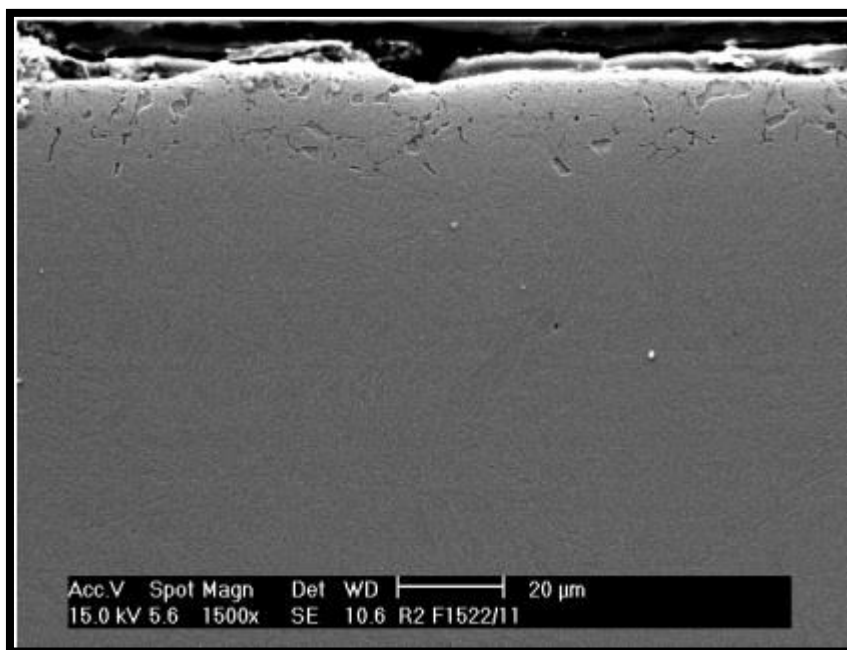


Ilustración 148. Superficie x1500

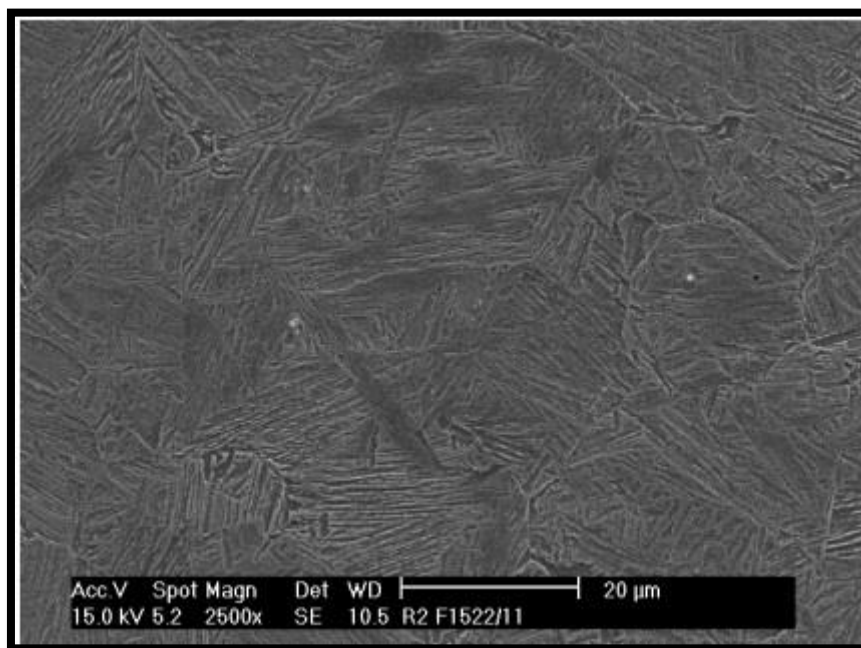


Ilustración 149. Zona central x2500

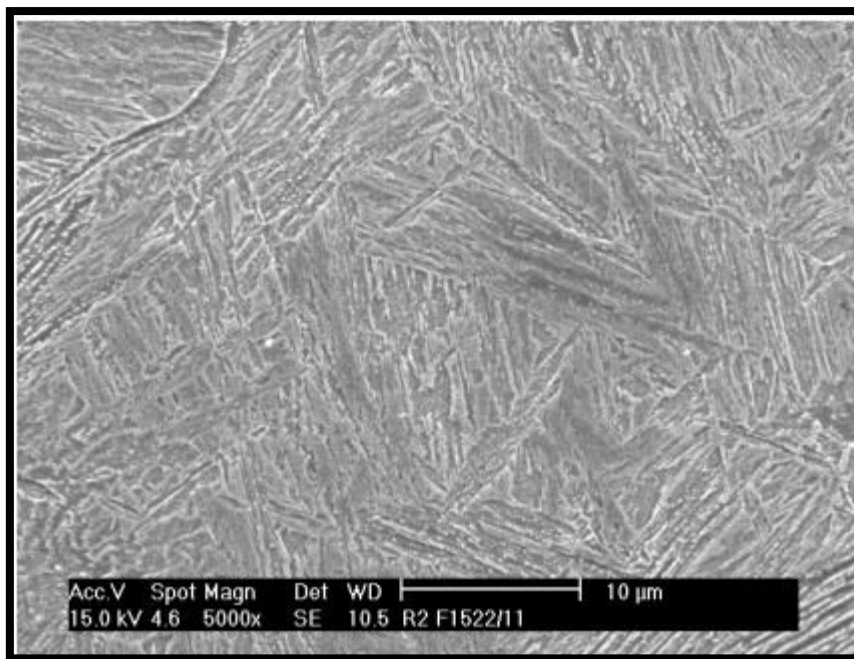


Ilustración 150. Zona central x5000

R2.F1522.6. (C1):

Muestra sometida a temple convencional más el temple criogénico del tratamiento 1 (C1: -196°C, 24h), siguiendo la ruta 2 (R2), para posteriormente culminar los tratamientos convencionales con el revenido. Se aprecia el predominio de la martensita en la estructura propia del templado. No se aprecian tantas manchas de azufre.

Se puede comparar con las siguientes muestras: F1522/1.CTR y R2.F131.16. (C2).

Element	Wt %	Element	Wt %
Sk	72.07	CrK	0.43
Mnk	18	FeK	99.57
FeK	9.93		

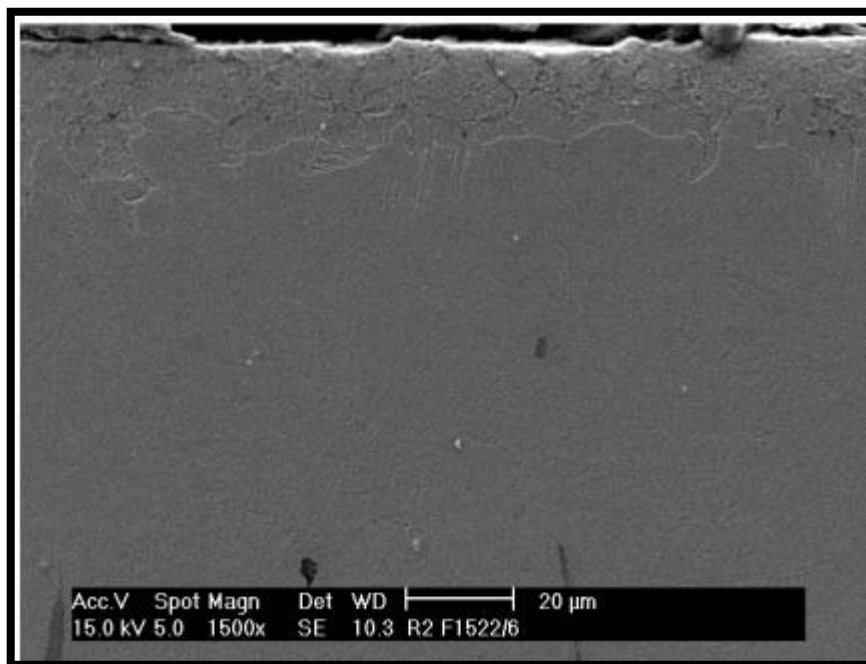


Ilustración 151. Superficie x1500

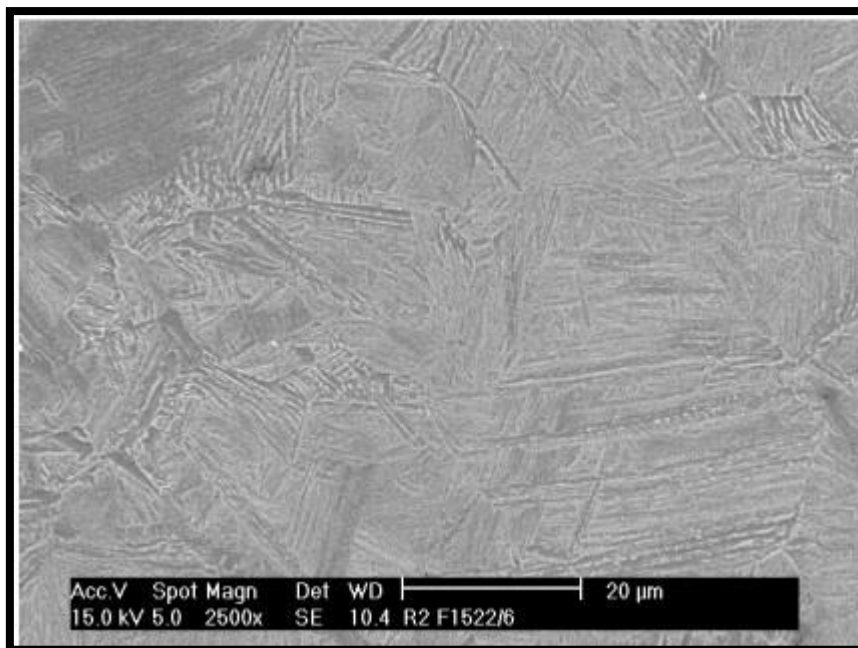


Ilustración 152. Zona central x2500

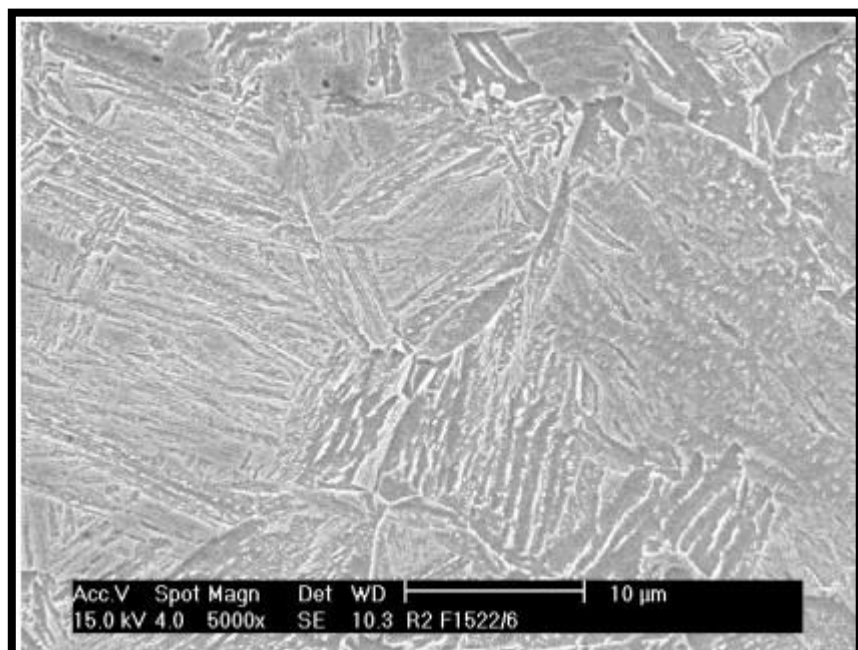


Ilustración 153. Zona central x5000

R2.F1522.16. (C2):

Muestra tratada siguiendo la ruta 2 (R2) a la que se le ha aplicado un tratamiento de temple convencional más el temple criogénico de tipo 2 (C2: -80°C, 1h), para posteriormente culminar los tratamientos convencionales con el revenido. Se aprecia el predominio de la martensita en la estructura propia del templado.

Se puede comparar con las siguientes muestras: F1522/1.CTR y R2.F131.6. (C1).

Element	Wt %	Element	Wt %
Sk	35.61	CrK	0.55
Mnk	60.94	FeK	99.45
FeK	3.45		

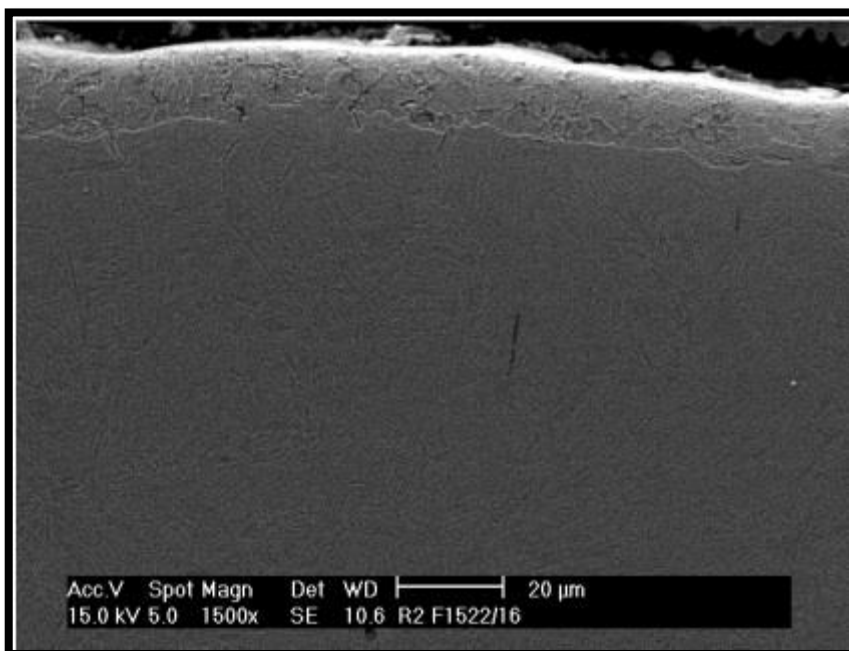


Ilustración 154. Superficie x1500



Ilustración 155. Zona central x2500

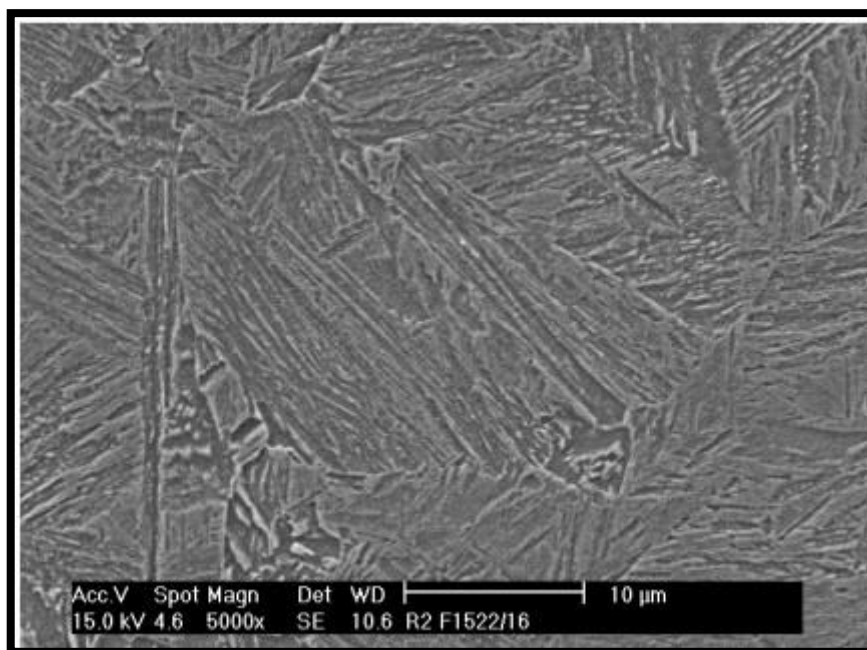


Ilustración 156. Zona central x5000

R3.F1522.6. (C1):

Muestra correspondiente al material templado y revenido mediante los tratamientos convencionales. Se aprecia una estructura marcada por la martensita y con un número de manchas abundantes y repartidas homogéneamente sobre la muestra.

Esta muestra puede ser comparada con las siguientes: F1522.1.CTR y R3.F131.1.
(C2).

Element	Wt %	Element	Wt %
Sk	30.15	CrK	0.81
Crk	0.52	Mnk	1.44
Mnk	54.02	FeK	97.75
FeK	15.31		

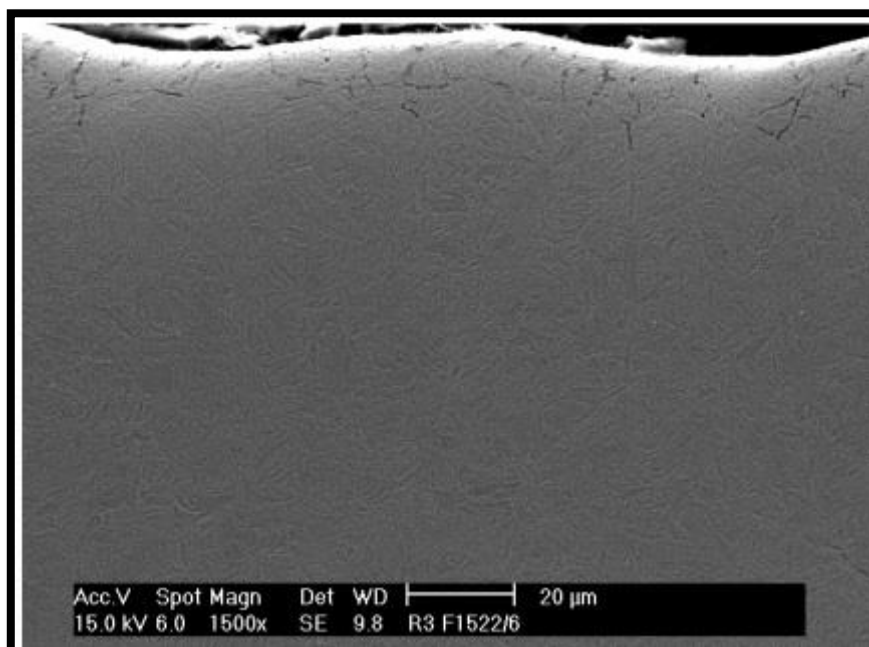


Ilustración 157. Superficie x1500

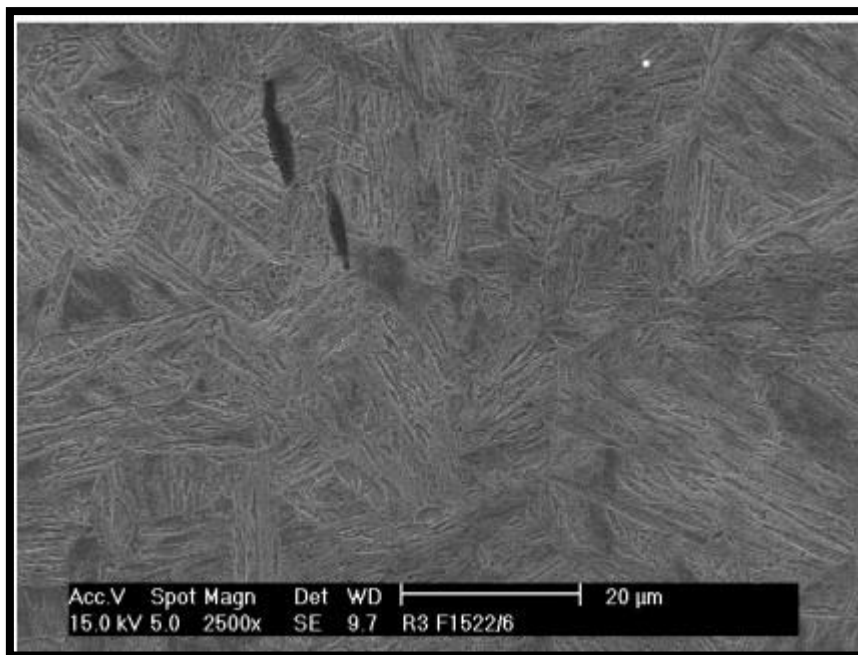


Ilustración 158. Zona central x2500

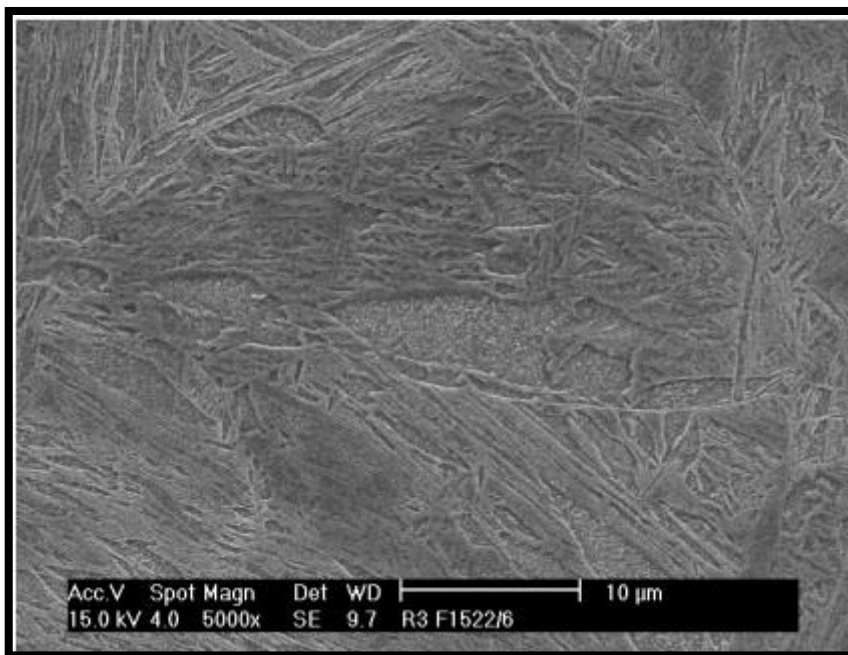


Ilustración 159. Zona central x5000

R3.F1522.1. (C2):

Muestra correspondiente al material templado y revenido mediante los tratamientos convencionales. Se aprecia una estructura marcada por la martensita y con un número de manchas abundantes a lo largo de la muestra.

Esta muestra se puede comparar con las siguientes: F1522/1.CTR y R3.F131.6. (C1).

Element	Wt %	Element	Wt %
Sk	33.36	CrK	0.88
Crk	0.43	Mnk	1.21
Mnk	57.63	FeK	97.91
FeK	8.57		

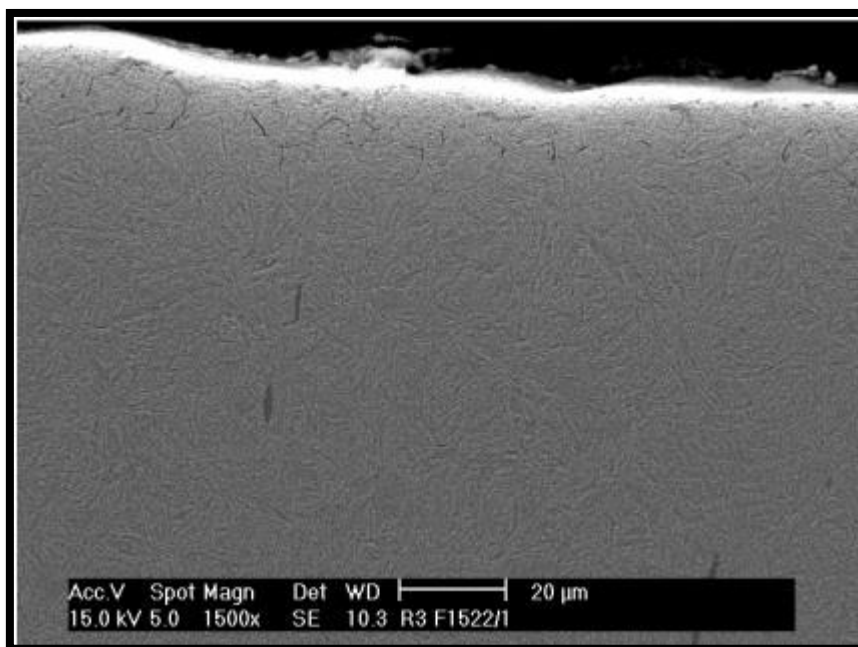


Ilustración 160. Superficie x1500

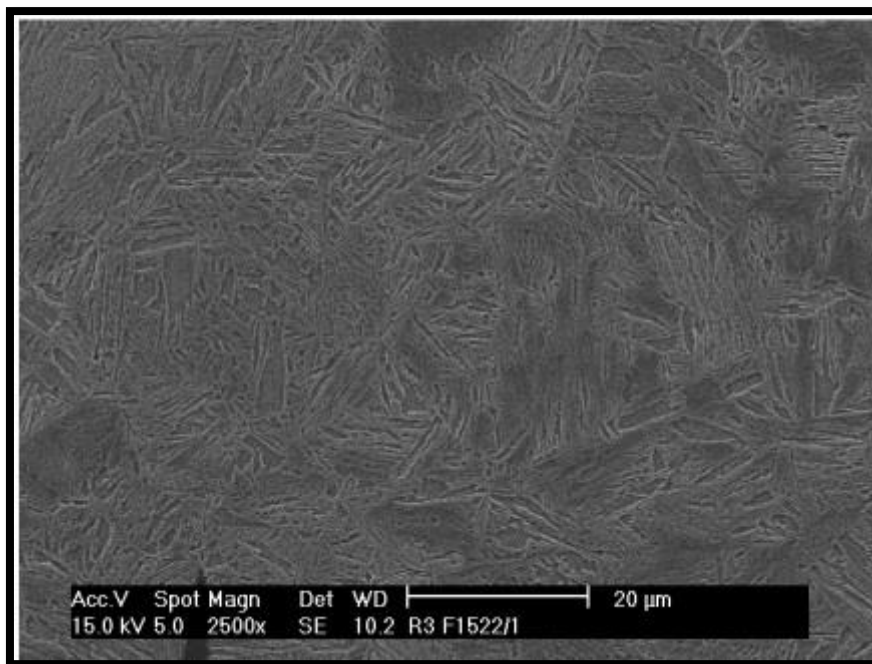


Ilustración 161. Zona central x2500

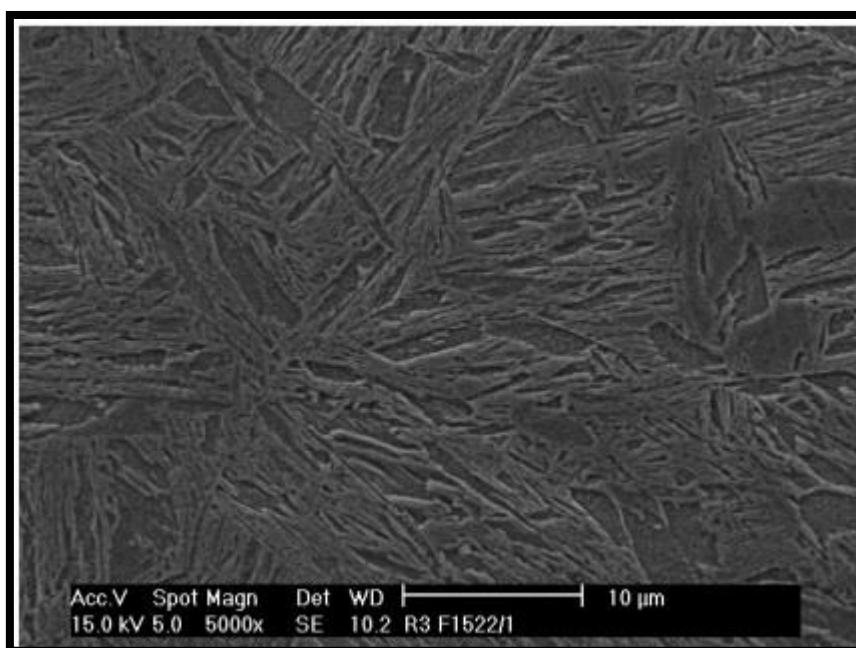


Ilustración 162. Zona central x5000

R3.F1522.10. (C1):

Muestra correspondiente al material templado y revenido mediante los tratamientos convencionales, y posteriormente sometido al tratamiento criogénico de tipo 1 (C1: -196°C, 24h). Se aprecia una estructura marcada por la martensita y con un número de manchas abundantes.

Esta muestra se puede comparar con la siguiente: F1522/1.CTR.

Element	Wt %	Element	Wt %
Sk	35.01	CrK	0.85
Crk	0.54	Mnk	1.32
Mnk	61.54	FeK	97.83
FeK	2.91		

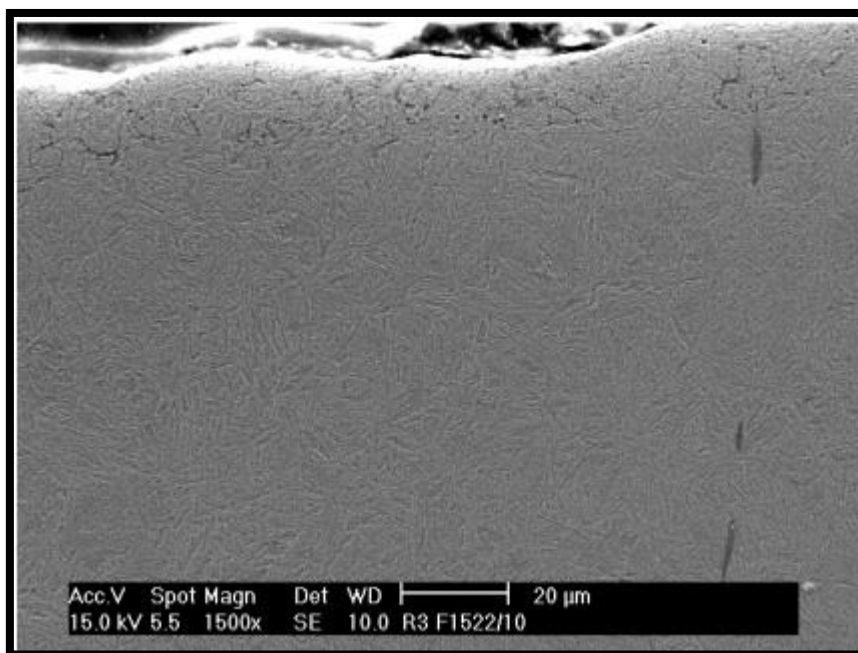


Ilustración 163. Superficie x1500

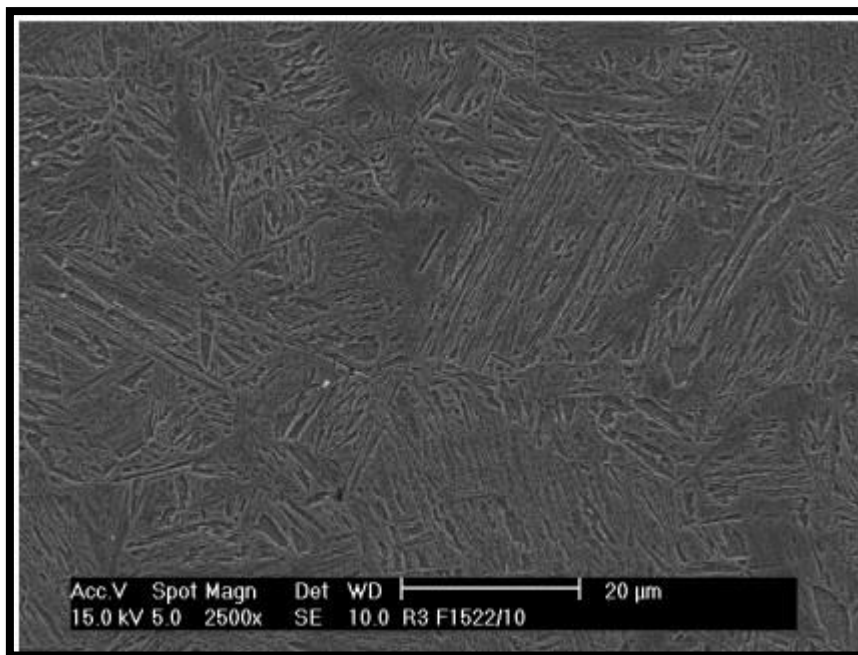


Ilustración 164. Zona central x2500



Ilustración 165. Zona central x5000

5.7. ENSAYO DE MECANIZADO.

El ensayo de mecanizado aparece definido de forma detallada en lo expuesto al explicar el proyecto de investigación en que se incluye este trabajo (véase anexo 1). Dentro de este apartado se expusieron cada uno de los hitos en que se iba a dividir el proyecto y se detalló en qué consistiría cada uno de ellos, siendo por ejemplo el ensayo de mecanizado llevado a cabo en las instalaciones de la propia universidad gracias a la adecuación del equipo tecnológico y la mejor formación del personal en este ámbito.

Así mismo, desde el comienzo estaba previsto que este ensayo fuese realizado de forma posterior al hito 3 donde se incluye el “Estudio y caracterización de las piezas”, de modo que, apoyándose en estos resultados previos, pudiese decidirse los tratamientos que mostraban un comportamiento favorable e interesante para los objetivos del proyecto, y en función de esta información, centrarse en el mecanizado de estos especímenes. Debido a esta dependencia de la finalización de la etapa anterior para poder proseguir con este cuarto hito, y que el proyecto sigue en marcha todavía, los resultados de que se dispone hasta el momento en relación con el ensayo de mecanizado son escasos. Sin embargo, las pocas muestras que ya han sido estudiadas y mecanizadas parecen se acordes a las diversas fuentes consultadas (mencionadas posteriormente), las cuales señalaban lo siguiente acerca de cada tipo de tratamiento criogénico:

- Tratamiento Criogénico 1 (C1: -196°C, 24h): En principio, cuanto más baja es la temperatura de tratamiento mayor es el aumento de resistencia a desgaste final, tal y como puede apreciarse en la Ilustración 165. “Cuanto menor sea la temperatura del tratamiento criogénico, mayor será la transformación de austenita en martensita (...)”⁶⁴. Este hecho es importante, ya que la transformación de austenita retenida en martensita favorece que

⁶⁴ P. I. Patil, R. G. Tated. “Comparison of Effects of Cryogenic Treatment on Different Types of Steels: A Review” (2012)

la resistencia a desgaste aumente, ya que la martensita es una estructura con una mayor dureza que la de la austenita. Así mismo, estas publicaciones⁶⁵ apuntan a una reducción de las tensiones residuales, también proporcional al descenso de la temperatura. Es por este hecho que el tratamiento a tan baja temperatura es el que mayor apoyo está recibiendo por parte de la investigación.

- Tratamiento Criogénico 2 (C2: -80°C, 1h): por otra parte, por ejemplo publicación de Bensely *et al.*⁶⁶ señala que la resistencia a fatiga presenta un aumento notablemente más marcado para tratamientos criogénicos a temperaturas menos extremas, y en la tabla que aparece recogida debajo se ve que, para los resultados de resistencia a desgaste, en el caso concreto del acero AISI 8620 resulta algo más beneficioso este tratamiento que el tratamiento a -196°C. Son estas las causas que han fomentado el interés por este tipo de tratamiento menos severo.

⁶⁵ P. Paulin, "Gear Technology". March/April 1993, p.23

R. Mahmudi, H.M. Ghasemi, H.R. Faradji. "Effects of Cryogenic Treatments on the Mechanical Properties and wear Behaviour of High-Speed Steel M2"

Flávio J. da Silva, Sinesio D. Franco, Alisson R. Machado, Emmanuel O. Ezugwu, Antonio M. Souza Jr. "Performance of cryogenically treated HSS tools"

⁶⁶ A. Bensely, L. Shyamala, S. Harish, D. Mohan Lal, G. Nagarajan, K. Junik y A. Rajadurai "Fatigue behaviour and fracture mechanism of cryogenically treated En 353 steel" (2009)

US steel designation and corresponding German standards		Description	At -79 °C (-110 °F)	At -190 °C (-310 °F)
AISI(USA)	DIN(BRD)	Materials that showed improvement	In percent	In percent
D2	1.2379	High carbon/chromium steel	316	817
S7		Silicon tool steel	241	503
52100	1.3505	Bearing steel	195	420
O1	1.2510	Oil hardening cold work die steel	221	418
A10		Graphite tool steel	230	264
M1	1.3346	Molybdenum high speed steel	145	225
H13	1.2344	Hot work tool steel	164	209
M2	1.3341	Tungsten/molybdenum high speed steel	117	203
T1	1.3355	Tungsten high speed steel	141	176
CPM 10V		Alloy steel	94	131
P20	1.2330	Mold steel	123	130
440		Martensitic stainless steel	128	121
		Materials without significant improvement		
430		Ferritic stainless steel	116	119
303	1.4305	Austenitic stainless steel	105	110
8620	1.6523	Case hardening steel	112	104
C1020	1.0402	0.20 % carbon steel	97	98
AQS		Grey cast iron	96	97
T2		Tungsten high speed steel	72	92

Ilustración 166⁶⁷. Porcentaje de aumento de la resistencia a desgaste para tratamiento criogénico a -79°C y -190°C.

⁶⁷ P. I. Patil, R. G. Tated. "Comparison of Effects of Cryogenic Treatment on Different Types of Steels: A Review" (2012)

6. ANÁLISIS DE DATOS.

6.1. Metodología de análisis

Una vez se han obtenido los datos de los diferentes ensayos se debe proceder a analizarlos. El objetivo es extraer conclusiones sobre los tratamientos criogénicos y las rutas seguidas en función de estos resultados.

Debe recordarse que el fin de este proyecto es el estudio de la respuesta de los tres aceros al ser sometidos a criogenización para, en base a esto poder decidir la empresa si resulta atractivo para sus intereses o no. Por lo tanto, el análisis de resultados que se va a presentar se basa en los objetivos marcados por la empresa en lo referente al análisis de datos.

En referencia a los resultados numéricos se decidió estudiar la variación porcentual de los valores obtenidos para los materiales tratados con respecto al material tomado como base, en la mayoría de casos, el material sometido a tratamiento convencional (cementado + templado + + revenido). El procedimiento de análisis seguido se puede resumir en los siguientes pasos:

- 1) Calcular la diferencia para cada pareja de medidas (antes y después para el dimensional, diferencia con el tratamiento convencional para la dureza...). Puede obtenerse una variación positiva o negativa, y por tanto, un valor positivo o negativo.
- 2) Calculo de la diferencia media total en porcentaje con los valores de cada una de las medias obtenidos anteriormente.

En el siguiente apartado se recogen los resultados obtenidos en lo referente a la variación porcentual para cada grupo de datos en cada uno de los ensayos así como los niveles de significación marcados por la empresa para cada uno de ellos. En aquellos casos en que la variación media de la muestra presenta un valor por

encima del valor límite establecido se ha resaltado con color amarillo; en aquellos casos en que no se supera dicho límite no se han resaltado los datos con ningún color.

6.2. Presentación de resultados

Se verán a continuación los datos de interés y los cálculos llevados a cabo para poder extraer las conclusiones del trabajo. Estos han sido clasificados en primer lugar en función del tratamiento a que se refieren, dentro de esta clasificación, en referencia al material estudiado, y finalmente, en función de la ruta y el tratamiento a que ha sido sometida la muestra estudiada:

I. Análisis dimensional.

Para el análisis de este primer grupo de datos la empresa ha fijado como límite una variación del 0,12% del valor dimensional inicial. Cabe destacar que, como ya se ha hecho mención anteriormente, el objetivo perseguido en este caso es precisamente que esa variación dimensional no se produzca, ya que además de poder indicar posibles defectos o distorsiones internas que dilaten o contraigan el material, podría suponer un problema si se requiere una gran precisión dimensional y se trabaja con tolerancias pequeñas.

El estudio realizado ha consistido en tomar las mediciones de antes y después del tratamiento criogénico y calcular el porcentaje en que ha variado el dato. Una vez obtenido este dato para cada una de las muestras (8 muestras en la ruta 1, 10 muestras en la ruta 2 y 5 muestras en la ruta 3) se ha calculado la variación media, que es la que se ha comparado con el límite de variación del 0,10% establecido por la empresa. Para no extendernos y presentar demasiadas tablas, presentaremos directamente los datos obtenidos para la variación media de cada grupo de datos.



A. AISI 52100/F131:

GRUPO DE MUESTRAS	VARIACIÓN MEDIA
R1.F131.C1	0,099564626
R1.F131.C2	0,124316611
R2.F131.C1	0,20948308
R2.F131.C2	0,10930599
R3.F131.C1	0,0595535
R3.F131.C2	0,05958292

B. AISI 8620/F1522:

GRUPO DE MUESTRAS	VARIACIÓN MEDIA
R1.F1522.C1	0,150619463
R1.F1522.C2	0,099865089
R2.F1522.C1	0,15836936
R2.F1522.C2	0,08923837
R3.F1522.C1	0,09970224
R3.F1522.C2	0,09902972

C. AISI 01/F522:

GRUPO DE MUESTRAS	VARIACIÓN MEDIA
R1.F522.C1	0,01
R1.F522.C2	0,0
R2.F522.C1	0,02
R2.F522.C2	0,0
R3.F522.C1	0,01
R3.F522.C2	0,0

Para este tercer material no se han realizado pruebas exhaustivas como en los dos anteriores, sólo pruebas iniciales aproximadas sin material tan preciso como en los otros casos. Los datos mostrados son en función de los datos de que se dispone hasta el momento. Estas primeras mediciones que ya han sido llevadas a cabo por la empresa, muestran una variación mínima, aproximadamente nula, en las dimensiones de las muestras sometidas a criogenización.

II. Dureza.

En este segundo tipo de prueba se estudia el resultado de dureza para tipo de muestra. En este caso interesa que exista variación con respecto al valor inicial, que la dureza aumente. Se trata de constatar si alguna de las combinaciones de ruta y tratamiento causa un aumento significativo en la dureza de alguno de los tres aceros. Para determinar si dicha significación existe, la empresa fijó para sus intereses un valor límite de variación del 5% con respecto al material base. Para la prueba de dureza no se evalúa la variación de una misma muestra antes y después, sino que se compara la dureza que presenta el material sometido a tratamiento

convencional con cada uno de las muestras sometidas a las diferentes combinaciones de tratamiento y ruta.

A. AISI 52100/F131:

GRUPO DE MUESTRAS	VARIACIÓN MEDIA
R1.F131.C1	1,133298153
R1.F131.C2	2,366234908
R2.F131.C1	1,2724886
R2.F131.C2	3,458119166
R3.F131.C1	2,039468372
R3.F131.C2	1,890724531

B. AISI 8620/F1522:

GRUPO DE MUESTRAS	VARIACIÓN MEDIA
R1.F1522.C1	0,666666667
R1.F1522.C2	1,319936542
R2.F1522.C1	-5,561695752
R2.F1522.C2	-1,57544509
R3.F1522.C1	4,755244139
R3.F1522.C2	4,932663494

C. AISI 01/F522:

GRUPO DE MUESTRAS	VARIACIÓN MEDIA
R2.F522.C1	5,18244315
R2.F522.C2	5,66895822

III. Pin On Disc

El objetivo con esta prueba es conocer el desgaste que la pieza sufre al ser sometida a un peso de 10N girando a 500 revoluciones/min, siguiendo el procedimiento que ha sido explicado en el apartado 4.2.

En este caso se han medido dos parámetros distintos al finalizar la prueba, tal y como se observa en las tablas de datos del apartado 5.4.: ancho de la pista o surco provocado por el pin en la muestra, y variación de masa durante antes y después de la prueba, es decir, cantidad de masa perdida a causa del desgaste.

Para el estudio del ancho de pista se ha tomado como límite de variación a partir del cual se considera significativa, un 5%. Al igual que en el caso de la variación dimensional, el objetivo perseguido es precisamente que este valor no se supere, ya que indicaría un mayor desgaste, no deseado para los intereses de la empresa.

En el caso de la variación de masa se ha estudiado la diferencia porcentual de masa perdida en cada muestra tomando como base la masa perdida al realizar este ensayo sobre una muestra convencional. Es decir, se ha tomado la media de la variación de masa sufrida por una muestra con tratamiento convencional al ser sometida a este ensayo de pin on disc como valor base, y se ha comparado con la



cantidad de masa perdida en cada muestra tratada. La siguiente fórmula ayudará a entenderlo mejor:

$$\text{Diferencia \% masa perdida} = \frac{\text{variación masa muestra tratada} - \text{variación masa muestra convencional}}{\text{variación masa muestra convencional}} \times 100$$

En este caso entonces un valor de 0% significará que se pierde la misma cantidad de masa que con el tratamiento convencional, por lo tanto, si se pierde más masa obtendremos un valor positivo, y si se pierde menos masa, obtendremos un valor negativo. Por lo tanto, nos interesará obtener un valor negativo, perder menos masa que en una muestra convencional, ya que indicará un menor desgaste. El valor que debe superarse para ser considerada una variación significativa es del 100%, ya que la empresa ha valorado que se trabaja con cantidad de masa perdida refiriéndonos a valores muy pequeños.



A. AISI 52100/F131:

Ancho de pista:

GRUPO DE MUESTRAS	VARIACIÓN MEDIA
R1.F131.C2	-5,26334776
R2.F131.C1	5,800865801
R2.F131.C2	3,422077922
R3.F131.C2	-4,02741703

Variación de Masa:

GRUPO DE MUESTRAS	VARIACIÓN MEDIA
R1.F131.C2	0,0
R2.F131.C1	0,0
R2.F131.C2	0,0
R3.F131.C2	0,0



B. AISI 8620/F1522

Ancho de pista:

GRUPO DE MUESTRAS	VARIACIÓN MEDIA
R1.F1522.C2	-4,71584529
R2.F1522.C1	-4,42002128
R2.F1522.C2	-6,63416021
R3.F1522.C2	-5,70346042

Variación de Masa:

GRUPO DE MUESTRAS	VARIACIÓN MEDIA
R1.F1522.C2	116,667
R2.F1522.C1	83,333
R2.F1522.C2	-16,667
R3.F1522.C2	50,0

7. CONCLUSIONES.

7.1. RESUMEN DEL PROYECTO.


En este proyecto se ha tratado de conocer el impacto y modificaciones que la aplicación de un tratamiento criogénico -mantenimiento del material a temperaturas muy por debajo de 0°C por duraciones de tiempo determinadas- provoca sobre la microestructura y propiedades de una serie de aceros concretos de uso común.


El trabajo está comprendido dentro de un proyecto de investigación de mayor ámbito, el cual sigue en curso, basado en la colaboración público-privada y financiado por el CDTI (Centro de Desarrollo Tecnológico e Investigación), dependiente del Ministerio de Economía y Competitividad.

Se trata de estudiar tres tipos concretos de acero: AISI 52100, AISI 8620 y AISI 01, que tienen interés especial para la empresa por ser utilizados en sus servicios, y las ventajas que la introducción del criogénico en la secuencia de tratamiento de esto puede suponer para sus intereses comerciales.

7.1.1. Tratamientos

Estos tres aceros son sometidos a dos tipos de tratamiento criogénico diferentes para estudiar las posibles variaciones y ventajas de uno respecto al otro:

- Tratamiento tipo 1 
 - Temperatura Mínima= -196°C
 - Tiempo de Tratamiento = 24h.

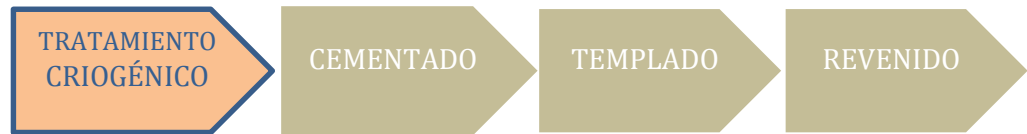
- Tratamiento tipo 2 
 - Temperatura Mínima= -80°C
 - Tiempo de Tratamiento = 1h.

7.1.2. Secuencia tratamientos térmicos

Una vez decididos los tipos de tratamientos criogénicos a aplicar, se debía fijar también el orden que ocuparía dentro de los tratamientos térmicos convencionales (cementado + templado + revenido). Debido a que el tratamiento criogénico es un tipo de tratamiento térmico poco estudiado, se decidió probar cada una de las posiciones en que podría aplicarse con respecto a los demás tratamientos para estudiar la variación de los aceros según la secuencia de tratamientos térmicos.

Las secuencias o rutas empleadas son:

○ Ruta 1:



○ Ruta 2:



○ Ruta 3:



7.1.3. Toma de Datos.

Para poder conocer si existen diferencias entre el material tratado criogénicamente y el sometido a tratamientos convencionales y entre materiales sometidos a los diferentes tratamientos criogénicos siguiendo las distintas rutas, es necesario llevar a cabo algunas pruebas y mediciones.

En este proyecto se decidieron llevar a cabo diferentes ensayos, presentados en el orden en que fueron realizados:



1) Análisis Dimensional.

Estudio de la variación de las dimensiones de las muestras antes y después de serles aplicado en tratamiento criogénico, para poder conocer la posible influencia de fuerzas de tensión y compresión.

2) Análisis de Dureza.

Se llevó a cabo un ensayo de dureza sobre cada una de las muestras obtenidas para poder concluir si existe variación significativa entre aplicar o no el tratamiento criogénico (medida para todas las combinaciones de las tres rutas con los dos tratamientos criogénicos).

3) Ensayo Pin On Disc.

Se trata de un ensayo de desgaste a fin de conocer la posible variación de resistencia al desgaste entre los aceros con tratamiento convencional y aceros con tratamiento criogénico.

4) Análisis Microestructural mediante Microscopía Óptica.

En este caso no se trata de obtener datos numéricos sobre alguna propiedad física del material, sino de la observación de su microestructura mediante el uso de un microscopio óptico.



5) Análisis Microestructural mediante Electrónica de Barrido.

Al igual que la prueba anterior, se obtienen una serie de imágenes que permiten estudiar la microestructura del material. La diferencia con el ensayo anterior radica en el método y aparato empleado, que en este caso se trata de un microscopio electrónico de barrido.

6) Ensayo de mecanizado.

Se trata de estudiar el comportamiento de los aceros tratados criogénicamente al ser sometidos a diferentes procesos de mecanizado (torneado principalmente). Este comportamiento se compara con el de los aceros convencionales.

7.2. CONCLUSIONES FINALES.

Como se comentó en la introducción de este trabajo, el acero es uno de los metales más importantes en la sociedad actual y está presente en numerosas y diferentes formas en el día a día. Este uso tan extendido es debido a la gran cantidad de posibilidades y propiedades que el acero presenta. Sin embargo, no se conoce plenamente este material, y sólo se hace uso de parte de las posibilidades que se podrían explotar. Es precisamente el objetivo de este proyecto el poder conocer mejor el comportamiento del acero al ser tratado criogénicamente. La criogenización es un tipo de tratamiento térmico innovador, y al menos hasta el momento, de escasa implantación en la industria; seguramente debido en gran parte precisamente a lo nuevo y relativamente poco que se ha estudiado hasta el momento.

Después de los apartados precedentes en los cuales se ha presentado y explicado el proyecto de investigación en que se engloba el presente trabajo, este será el último en que se discutirán las conclusiones alcanzadas a raíz del mismo.

En la sección inmediatamente anterior a esta relativa a las conclusiones, se han presentado los resultados obtenidos en cada uno de los ensayos llevados a cabo. Se presentaron primeramente los datos obtenidos relativos a la variación dimensional en el apartado , posteriormente los obtenidos para la dureza y finalmente los datos obtenidos en el ensayo de desgaste o Pin On Disc. Las tablas que recogen estos datos pueden encontrarse en la secciones 5.2.1 a 5.2.3.

También dentro del apartado de resultados, tras la presentación de los datos obtenidos, se llevó a cabo un análisis de los datos, 6.2. En esta sección se hizo referencia a la metodología de análisis seguida para estudiar los datos obtenidos, y a los criterios fijados por la empresa para clasificar los resultados de dicho análisis y posteriormente extraer las conclusiones que van a ser presentadas.

A continuación se muestra la tabla (Ilustración 165) en la que se recogen los resultados del análisis para cada tipo de muestra (combinación de tratamiento y ruta). En función del resultado obtenido en el análisis se ha determinado si existe una variación significativa de los resultados, en cuyo caso se ha escrito un “SI” dentro de la casilla correspondiente, o en caso de que se haya concluido que no existe tal variación o que no es significativa, se ha escrito “NO” dentro de la casilla.

Por otro lado, se ha empleado un código de colores, verde y rojo, indicando si el resultado obtenido, el “SI” o el “NO”, está en línea con los resultados deseados por la empresa. De este modo, para la variación dimensional, que no exista variación está de acuerdo con lo que se deseaba al inicio del proyecto y ha sido marcado en verde.

Una variación de la dureza, un “SI” dentro de una casilla, puede ser marcada en verde, si se ha incrementado el valor medio de dureza, o en rojo, si ha variado significativamente pero hacia valores menores.

Del mismo modo, dentro de la prueba de desgaste (Pin On Disc), una variación significativa del ancho de pista hacia valores menores es buena, se señala en verde, y hacia valores mayores es negativa para los intereses del proyecto, será marcada en rojo. También dentro de este ensayo de desgaste estudiamos la variación de masa, la cual se tratará de que sea significativamente negativa. De este modo, una variación significativa que indique una menor pérdida de masa aparecerá marcada en verde y, sin embargo, una variación significativa hacia mayores valores de masa perdida será señalada en rojo, así como la ausencia de variación.

Queda por lo tanto claro que la situación óptima se daría si se encontrase alguna fila de la tabla, y por lo tanto alguna muestra, cuyas celdas mostrasen todas color

verde. Estos códigos de colores pueden observarse y comprenderse mejor al mirar a la tabla de conclusiones.

MUESTRA	VARIACIÓN DIMENSIONAL	DUREZA	PIN ON DISC (ANCHO DE PISTA)	PIN ON DISC (VARIACIÓN MASA)	MICROSCOPIA ÓPTICA (OM)	ELECTRÓNICA DE BARRIDO (SEM)
R1.F131.C1	NO	NO	-	-	NO	NO
R1.F131.C2	SI	NO	SI	-	NO	NO
R2.F131.C1	SI	NO	SI	-	NO	NO
R2.F131.C2	SI	NO	NO	-	NO	NO
R3.F131.C1	NO	NO	-	-	NO	NO
R3.F131.C2	NO	NO	SI	-	NO	NO
R1.F1522.C1	SI	NO	-	-	NO	NO
R1.F1522.C2	NO	NO	NO	SI	NO	NO
R2.F1522.C1	SI	SI	NO	NO	NO	NO
R2.F1522.C2	NO	NO	SI	NO	NO	NO
R3.F1522.C1	NO	NO	-	-	NO	NO
R3.F1522.C2	NO	NO	SI	NO	NO	NO
R1.F522.C1	NO	-	-	-	-	-
R1.F522.C2	NO	-	-	-	-	-
R2.F522.C1	NO	SI	-	-	-	-
R2.F522.C2	NO	SI	-	-	-	-
R3.F522.C1	NO	-	-	-	-	-
R3.F522.C2	NO	-	-	-	-	-

Ilustración 167. Tabla de conclusiones.

Finalmente, tras la presentación de la tabla ilustrativa con los resultados del análisis de los datos, se procederá a comentar las conclusiones extraídas.

Aquellos materiales los cuales presentan tres o más campos marcados en rojo quiere decir que no cumplen con los requerimientos marcados por la empresa para ser señalados como interesantes, y por lo tanto, no resultan atractivos para ser comercializado.

Como se puede observar en la tabla, en todos los casos de los aceros F131 y F1522 se puede concluir que, como tienen al menos tres de los cinco resultados resaltados en rojo, no resultan de interés para los objetivos definidos por la empresa. De este modo, se puede decir que para los aceros F131 y F1522 no interesa aplicar ninguno de los tratamientos criogénicos en ninguna de las rutas.

Por otro lado, los resultados obtenidos hasta el momento para el acero F522 muestran resultados prometedores. Este acero parece que puede llegar a resultar interesante para ser tratado criogénicamente. Esta idea se basa en que, hasta ahora, el 100% de las pruebas realizadas con este acero han mostrado resultados positivos, alineados con los deseados por la empresa.

Por otro lado, una vez se ha concluido que, al menos en lo referente a las pruebas realizadas hasta el momento, los aceros F131 y F1522 no resultan interesantes para ser sometidos a tratamiento criogénico, se puede observar que el acero F1522 muestra una respuesta algo más positiva que en el caso del primer acero.

En último lugar, en lo referente a las imágenes obtenidas de la microestructura de materiales, tal y como refleja la tabla, se puede concluir que no existe variación alguna en ninguno de los casos. Entre las imágenes de los materiales base



sometidos a tratamiento convencional, tanto para el acero F131 como para el F1522, y las muestras sometidas a algún tipo de tratamiento no se encuentra ninguna diferencia en la estructura de los aceros. En ambos casos se puede observar una estructura dominada por martensita en forma de listones, siendo el componente matriz. La martensita viene acompañada por la presencia de precipitados de tamaño medio –puede existir algo de variación de tamaño entre muestras, pero no destacable– formados principalmente por cromo, tal y como se puede inferir de las tablas de composición que acompañan a las imágenes. En muchas ocasiones se observan también poros en la superficie del material, causados por la presencia de gases en el metal líquido o por la contracción volumétrica durante el proceso de enfriamiento y subsecuente solidificación, y por lo tanto, sin relación causa-efecto con el tratamiento criogénico.

7.3. CRITICA DE LOS RESULTADOS.

En el apartado en que se lleva a cabo el análisis de los resultados, los valores significativos han sido fijados por la empresa de acuerdo con sus intereses, y por lo tanto de forma arbitraria. De este modo, los resultados obtenidos en este proyecto son estudiados en base a los intereses concretos de la empresa, considerándose válidos o no para esos objetivos particulares. De este modo, se puede decir que no han sido evaluados de forma objetiva, y por lo tanto, las conclusiones alcanzadas no podrían ser extrapoladas a otras aplicaciones con criterios distintos.

En lo referente al ensayo de desgaste o Pin On Disc, se han realizado mediciones para distancias de 1000m, sin embargo, para el caso del acero F131 todas ellas han arrojado variaciones nulas. Esto es debido a que la variación medida para todas las muestras era tan pequeña que tenía las mismas unidades que el error de medición que el aparato de medida. Por lo tanto, sería conveniente realizar nuevos ensayos con mayores distancias para comprobar si, tal y como se ha concluido con el ensayo para una distancia de 1000m, no existe variación significativa de masa. La repetición de este tipo de ensayo también sería conveniente para el material F1522 por la misma razón de que las variaciones de masa medidas se refieren a valores muy pequeños. La variación de masa en cantidades tan pequeñas podría verse afectada o estar causada por factores externos al ensayo que afectasen a los resultados (errores de medición, pérdidas pequeñas de masa debidas a golpes, ralladuras...).

Por último, debe tenerse en cuenta que las conclusiones extraídas en este trabajo no son definitivas, ya que debe esperarse a haber finalizado el trabajo, y por tanto todas las pruebas a realizar sobre los tres aceros, para poder extraer conclusiones definitivas y tomar decisiones en firme.

7.4. LINEAS FUTURAS DE TRABAJO.

En el presente trabajo se ha comenzado el estudio del comportamiento de los aceros F131, F1522 y F522 al ser sometidos a dos tipos distintos de tratamientos criogénicos y siguiendo distintas rutas de tratamientos térmicos. Sin embargo, debido a que está comprendido dentro de un proyecto de investigación de ámbito mayor con plazos más amplios que este trabajo, no se han podido llegar a cumplir todos los objetivos fijados al inicio del mismo.

Como trabajo futuro, se debe proseguir con el estudio actual en marcha, finalizando el estudio de la microestructura y propiedades del acero F522, así como llevando a cabo el estudio del mecanizado para los tres tipos de aceros, el cual ya ha comenzado a llevarse a cabo pero en fases muy iniciales.

Así mismo, una vez obtenidos los resultados relativos a los tres aceros se podrá realizar el análisis definitivo de datos y, en base a estos, la empresa podrá tomar la decisión de aplicar o no el tratamiento criogénico en sus procesos de tratamiento.

Por otro lado, y ya fuera del ámbito del proyecto, podrían emplearse los resultados para extraer conclusiones relativas a los tratamientos criogénicos aquí empleados y el impacto que estos tienen sobre estos tres tipos de aceros y sobre los aceros en general. Esto serviría para ampliar el hasta ahora limitado conocimiento que se tiene sobre la criogenización de los aceros.

Finalmente, otro de los puntos donde podría ser interesante trabajar, sería en la búsqueda de aplicaciones en que los resultados extraídos a raíz de este proyecto de investigación resulten atractivos y puedan tener interés para ser aplicado el tratamiento criogénico. Tal y como hemos observado, los resultados obtenidos y analizados no resultan de interés para los objetivos fijados por la empresa, sin



embargo, esto podrían resultar atractivos para otras empresas o ámbitos con criterios de evaluación distintos.



Universidad
Carlos III de Madrid
www.uc3m.es

ANEXO 1.

Presentación del proyecto de investigación el cual ha motivado este TFG.

1. Objetivo.

La motivación principal de este proyecto, desarrollado por la empresa Fabricación y Mecanizado S.A., es la “investigación de nuevos procesos para la producción ecológica-integral de piezas metálicas, por arranque de viruta en material endurecido por tratamiento criogénico”. Es decir, el proyecto busca tratar criogénicamente piezas metálicas que posteriormente serán mecanizadas, mediante arranque de viruta, y diseñar y llevar a cabo un proceso en que se dé importancia al punto de vista medioambiental.

Trata además de ser una cierta innovación ya que, no sólo se centrará en el aspecto de la producción llevando a cabo el tratamiento criogénico o se centrará sólo en el mecanizado posterior, sino que buscará aunar ambos procesos, de forma que se lleva a cabo un proceso integral de fabricación de modo que se facilite su control y mejora globales.

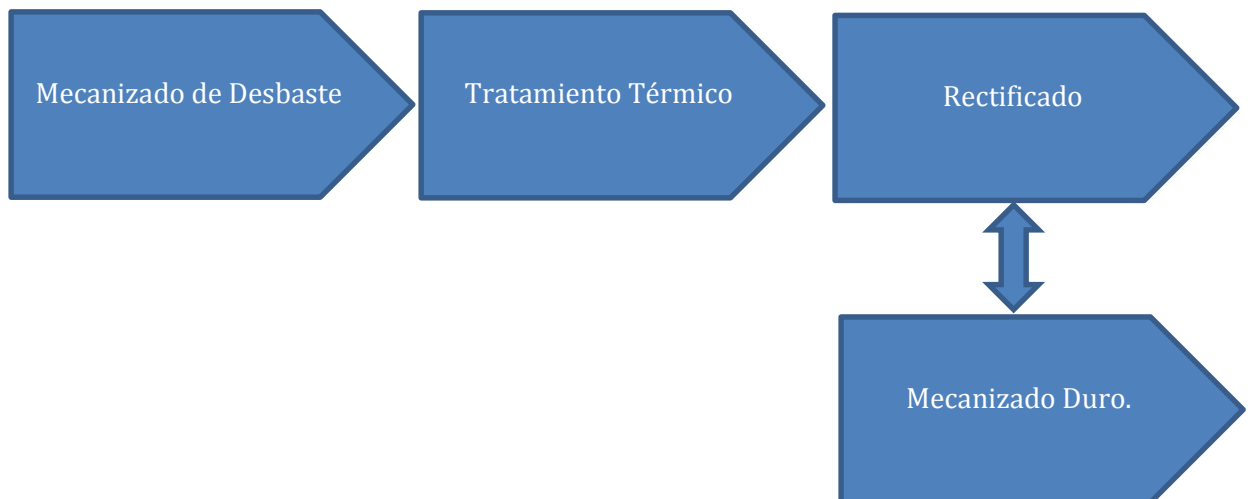
Para la consecución de este objetivo, la empresa debe cumplir dos requisitos o pasos previos:

- Implementar dentro de las instalaciones de la empresa una instalación piloto de tratamiento criogénico.
- Implementar y optimizar el proceso de torneado duro. Es un proceso que ya se está empleando industrialmente pero en fase de desarrollo y mejora. La intención es optimizar el proceso y, para ello, valerse de técnicas de simulación numérica.

Se pretende, al final del proyecto –con duración de 2 años-, la operatividad total de una instalación piloto para el tratamiento integral (tratamiento térmico + mecanizado duro) que permita asumir pedidos y, consecuentemente, aumentar la competitividad de la empresa.

2. Descripción Técnica.

Tradicionalmente, para la fabricación de piezas endurecidas, se ha seguido el siguiente proceso:



Como la última operación de rectificado era lenta y costosa, se ha tratado de sustituir en los últimos tiempos por procesos de mecanizado duro.

Este estudio centra la atención, por un lado, en la etapa intermedia, la cual comprende el temple y el revenido y suele originar distorsiones en la pieza, además de generar contaminantes como resultado de los medios de refrigeración. Y por otro, en la última etapa, el mecanizado duro que, como ya se ha comentado tiene un notable margen de mejora.

Para mejorar la etapa de tratamiento térmico, la intención es implementar un sistema de crio-refrigeración con el que se consiga una mejora de la calidad de la pieza resultante. Este sistema se basará en la refrigeración mediante nitrógeno líquido, lo que supone una novedad respecto a los sistemas de refrigeración

habituales en la industria, basados en el enfriamiento mediante fluidos a temperatura ambiente. Este tipo de refrigeración ya ha sido empleado con anterioridad pero, según la información de que dispone esta empresa, no existen precedentes de empresas que lo hayan llegado a implementar en la línea de producción, lo que sí supondría una novedad en la industria.

Las principales ventajas que se le atribuyen al tratamiento criogénico y que se esperan obtener en este proyecto son: la disminución de la austenita retenida y la reducción de tensiones residuales, lo que da como resultado un aumento de la dureza y una mejora de la calidad mecánica de la pieza (importante para el proceso de mecanizado posterior).

En la mayoría de los casos, el tratamiento criogénico ha sido estudiado para aceros de herramientas y de conformado (aceros de alta aleación). En este caso se aplicará a aceros de baja aleación y a aceros templados, que son aceros empleados por la empresa Fabricación y Mecanizado S.A. Con este tratamiento se busca que estos aceros empleados mejoren la estabilidad dimensional, tan importante en usos industriales, sobretodo en piezas de pequeño tamaño.

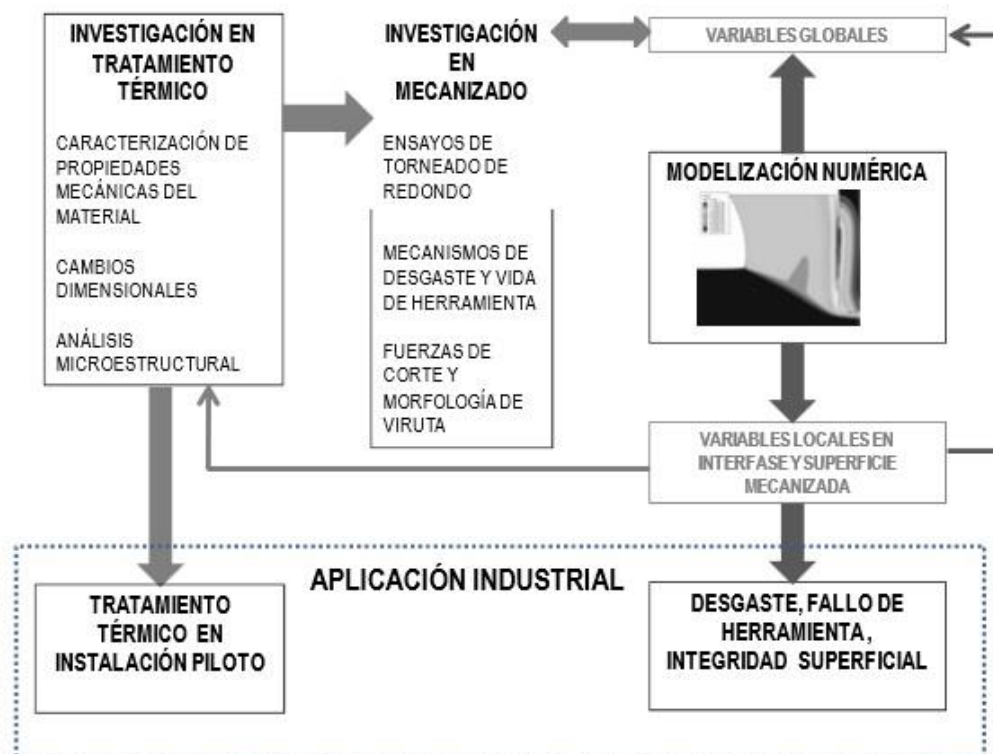
Del mismo modo, deberá estudiarse la etapa del proceso en la cual resulta más interesante aplicar el tratamiento criogénico, después del temple o después del revenido, ya que, en función de esto, los resultados variarán. Es también por esta razón por la que se pretende dar un enfoque integrador al proyecto, aunando tratamiento térmico y mecanizado, de modo que, los resultados obtenidos en el mecanizado permitan rediseñar el tratamiento.

En lo referente al mecanizado duro, es un proceso muy exigente para las herramientas de corte, por lo tanto, difícil y costoso que, además, se hace más delicado si tenemos en cuenta que el tipo de mecanizado a emplear en el proyecto, dada la orientación sostenible que se busca, será el mecanizado en seco. Con el objetivo de mejorar la competitividad de la empresa, se buscará optimizar este proceso y, para la consecución de este objetivo, se hará uso de herramientas de simulación numérica que permitan estudiar y predecir variables de difícil medida durante el mecanizado.

3. Plan de Trabajo y Metodología.

Este proyecto de investigación se lleva a cabo de forma cooperativa entre la propia empresa Fabricación y Mecanizado S.A. (donde se localizará la instalación piloto) y la Universidad Carlos III. Por parte de la universidad colaboran dos departamentos: el grupo UC3M-Materiales, que aporta su conocimiento y experiencia en el estudio de nuevos materiales, y el grupo UC3M-Fabricación, cuya aportación se basa en el conocimiento en temas de mecanizado de piezas, principalmente, variables del proceso asociadas al corte y al desgaste de herramientas.

El siguiente esquema es el que la propia empresa presento en su proyecto de investigación y el cual representa la metodología de trabajo a seguir durante el desarrollo del mismo:



Veamos cada uno de los pasos o puntos clave en que se divide el desarrollo del proyecto:

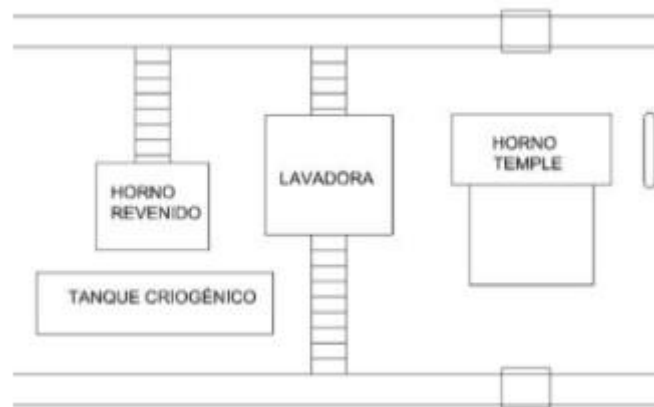
➤ Hito 1. Identificación piezas y materiales objetivo.

El estudio se centrará en una serie de piezas concretas que presentan complicaciones para la empresa cuando son sometidas al tratamiento térmico, ya que, se originan tensiones internas. Por lo tanto, le idea es que este tratamiento novedoso permita solucionar problemas reales y concretos que se le plantean a la empresa en su trabajo diario.

Los aceros a tratar se pueden agrupar en: aceros de cementación y aceros de temple, ambos en forma de redondos para el estudio del material en sí y, además, se tratarán piezas de formas concretas que se utilizan en la empresa.

➤ Hito 2. Diseño e implementación línea de tratamiento criogénico.

Incluye la instalación de un horno de atmósfera controlada, para cementación y temple, un horno de revenido, una lavadora de piezas y un depósito criogénico. Puede observarse un layout de la planta en la siguiente ilustración:



➤ Hito 3. Diseño proceso tratamiento (temple + revenido) para cada acero.

Estudio de los diagramas TTT y CCT de cada uno de los aceros y de los tratamientos a que se les suele someter convencionalmente para tomar éstos como materia prima y, además, poder diseñar tratamientos alternativos y determinar en qué paso introducir en tratamiento criogénico. Veamos cada uno de los pasos en que podemos dividir este proceso:

1. Preparar piezas.

Se cortarán unas probetas a partir de los redondos de cada material de modo que todas las probetas tengan las mismas características.

2. Determinación parámetros de tratamiento.

Se determinarán los parámetros para cada material en función de sus características. Sin embargo, se someterá a cada material a cuatro tratamientos distintos:

- a. Temple y revenido (T + R). Tratamiento convencional a que se somete normalmente a las piezas y que se tomará como material de referencia.
- b. Temple, tratamiento criogénico y revenido (T + C + R).
- c. Temple, revenido y tratamiento criogénico (T + R + C).
- d. Tratamiento alternativo y criogénico (A + C). Se plantea un tratamiento alternativo al temple y el revenido, consistente en un enfriamiento más lento que el temple. El tratamiento criogénico posterior aumenta la dureza y ajusta las propiedades a las necesidades requeridas en el proceso.

3. Aplicación tratamientos térmicos.

Las piezas concretas y los redondos de muestra de cada tipo de acero son tratados térmicamente en la instalación piloto de la empresa.

4. Estudio y caracterización de las piezas.

Después del tratamiento térmico se aplican una serie de técnicas que permiten analizar las piezas y caracterizarlas. Son las siguientes:

- a. **Análisis dimensional.** Se realiza antes de comenzar el tratamiento y después de cada una de las etapas de tratamiento para poder determinar distorsiones debidas a éstas.
- b. **Análisis microestructural.** Se preparan las piezas (corte, embutición, desbaste, pulido y ataque químico) para su observación mediante microscopia óptica y electrónica tras cada una de las etapas. Como es un análisis destructivo, debido a esa preparación de las piezas, se deben preparar, como mínimo, 4 piezas, una inicial y tres para después de cada etapa, siendo conveniente disponer de, como mínimo, dos piezas que estudiar en cada etapa.

Este análisis microestructural tiene el objetivo de determinar los cambios de fase que sufre el acero a lo largo del tratamiento.
- c. **Análisis por difracción de rayos X (DRX).** Sirve como confirmación para las fases presentes y, además, completa la información obtenida en el paso anterior, por microscopia.
- d. **Medición de dureza.** Se realizarán medidas de dureza Rockwell o Vickers que permitirán estudiar la variación o valor de este parámetro, uno de los más importantes e interesantes a conocer tanto para el tratamiento criogénico como en el tratamiento alternativo. Esto permitirá determinar el interés de cada uno de los tratamientos en función de este parámetro, así como, servirá de guía para posibles modificaciones en los propios procesos (parámetros, orden de las etapas del tratamiento...).

5. Optimización tratamientos térmicos.

En base a los resultados obtenidos en las etapas anteriores (principalmente la etapa 4), se estudian los datos obtenidos y los posibles rediseños del proceso que, en base a estos resultados, puedan optimizarlo.

Al final de este proceso se debería conocer ya la respuesta de los aceros a los distintos tipos de tratamientos a los que se les ha sometido y, en base a ella, determinar los más interesantes y los tratamientos a modificar. Se debe tener en cuenta que, como se están estudiando distintos tipos de aceros – acero de temple, de cementación y acero de baja aleación-, las respuestas serán distintas para cada uno de los aceros.

➤ Hito 4. Proceso de mecanizado duro.

Se realizará un proceso de mecanizado en seco cuyos objetivos son, por un lado, determinar parámetros como el desgaste de las herramientas empleadas y la integridad superficial de las piezas mecanizadas y, por otro, establecer los parámetros más adecuados para el proceso, así como, la herramienta comercial más adecuada para el mismo. Para poder cumplir objetivos, se apoyará el estudio práctico con el uso de técnicas de simulación numérica (programa informático ABAQUS).

Del mismo modo, los resultados y conclusiones que se vayan extrayendo de este proceso, permitirán también analizar los resultados del tratamiento térmico anterior y, en ocasiones, introducir algunas modificaciones y mejoras en él.

Este proceso se desarrolla en el laboratorio de fabricación de la UC3M. El grupo UC3M-Fabricación dispone de herramientas y máquinas adecuadas para el proceso como son:

- Torno Pinacho Smart-Turn 6 para el mecanizado de las piezas.

- Mesa dinamométrica Kistler, que permite medir 3 fuerzas (en los tres sentidos de los ejes: F_x , F_y , F_z) y 3 momentos (M_x , M_y , M_z).
- Microscopio OPTIKA para el análisis de desgaste.
- Microscopio electrónico para análisis SEM-EDS (microscopía electrónica de barrido).
- Rugosímetro modelo Mitutoyo, cuyo cometido es analizar la calidad superficial de las piezas mecanizadas.

Como ya se ha comentado, además de estas máquinas para la medición y estudio del proceso de mecanizado, esta parte del proceso se apoyará en el uso de herramientas de modelización numérica de elementos finitos para obtener información que, de otro modo, sería difícilmente medible. Esto no es una novedad, ya que ha sido y es empleado por otros proyectos y empresas pero, para este proceso se requiere una modelización tridimensional lo que, en algunos casos, requerirá el desarrollo de modelos 3D, validados experimentalmente. Gracias a esta herramienta se pretende obtener información acerca de temperaturas, tensiones y deformaciones tanto en la interfase pieza/herramienta como en la superficie mecanizada, de modo que puedan conocerse y comprenderse mejor el proceso de desgaste de la herramienta y las variables que afectan a la integridad superficial de la pieza.

Podemos identificar, igual que hicimos en el fase referente a los tratamientos térmicos, varios pasos:

1. Ensayos de desgaste iniciales.

Primeramente se tomarán los parámetros de corte definidos por los fabricantes y se podrán tomar las primeras medidas de fuerzas

de corte y de las virutas obtenidas que servirán de apoyo para la simulación en ABAQUS.

2. Definición parámetros óptimos de mecanizado.

En base a la información inicial obtenida y los modelos desarrollados en base a la misma, se pueden sacar las primeras conclusiones en cuanto al comportamiento y respuesta de la pieza y la herramienta y, en base a esto, modificar los parámetros iniciales para optimizar el proceso.

3. Ensayos de mecanizado con los parámetros optimizados.

Basándose en los parámetros determinados anteriormente, se llevan a cabo ensayos de desgaste sobre los redondos de material a fin de determinar el desgaste de la herramienta en el proceso.

4. Implementación del proceso de mecanizado.

Con los resultados obtenidos en el mecanizado de los redondos en el laboratorio de la UC3M, el mecanizado de piezas pasa a realizarse en las instalaciones de la propia empresa, Fabricación y Mecanizado S.A., aplicándose a piezas reales.

➤ Hito 5. Implantación del mecanizado en Fabricación y Mecanizado S.A..

Como se comenta en el último paso del hito anterior, en base a los conocimientos alcanzados por la universidad en el proceso de investigación, la propia empresa mecanizará piezas concretas para su uso y que, además también servirán como material de estudio.

4. Innovaciones tecnológicas del proyecto.

➤ Tratamiento térmico.

En lo referente al tratamiento térmico, se estudiará la posibilidad de implementar el tratamiento criogénico a nivel industrial, estableciendo un



tratamiento integral (tratamiento térmico + mecanizado) que, actualmente no existe en la industria.

➤ Mecanizado duro.

En lo referente a esta parte del proceso, la innovación radicará en la utilización de técnicas de simulación numérica y experimental para poder analizar y optimizar gradualmente el proceso. Siendo lo novedoso, no el uso de este tipo de herramientas, sino su aplicación en la industria.



BIBLIOGRAFÍA.

- Ramesh Singh. “Applied Welding Engineering Processes, Codes, and Standards” (2011).
- Charles Kittel. “Introduction to Solid State Physics” (2005).
- COOLING Curve for Pure Iron.
<http://enggcharts.org/product/thumbnail/3127%20B.jpg>
- Barbara L. Sauls and Frederick C. Sauls. “CLOSE PACKED STRUCTURES”.
<http://departments.kings.edu/chemlab/animation/clospack.html>
- M^a Concepción Merino Casals. “Diagramas y transformaciones de fase. 3. Soluciones sólidas” (2003).
- Tabla de conversión de durezas. http://www.schmolz-bickenbach.com.mx/fileadmin/user_upload/public_images/Mexico/15_PRESH5.pdf
- D. Das, A.K. Dutta, K.K. Ray. “Optimization of the duration of cryogenic processing to maximize wear resistance of AISI D2 steel” (2008)
- C. S. Roberts, B.L. Averbach and M-Cohen, “The Mechanism and Kinetics of the First Stage of Tempering” (1953) pp 576-604
- Universidad del País Vasco. Tema 7. Metales.
<http://www.ehu.es/zorrilla/juanma/T7Metales.pdf>



- Changchun University of Science and Technology. Chapter 5. Alloy steels. <http://sy.cust.edu.cn/gccl/show.asp?id=1099>
- Imagen formas alotrópicas del hierro durante el enfriamiento. <http://metalurgiaunmsm.files.wordpress.com/2012/05/image1.png>
- Thomas G. Digges, Samuel J. Rosenberg, and Glenn W. Geil. "Heat Treatment and Properties of Iron and Steel" (1966).
- G. Krauss, G. Roberts, R. Kennedy. "Tool Steels" (2000).
- Jose Antonio Pero-Sanz Elorz. "ACEROS: Metalurgia Física, Selección y Diseño" (2004).
- 1. Actividades Estructura de los sólidos. <http://cosmolinux.no-ip.org/uned/unedcurset21.html>
- Definición de Acritud. Propiedades mecánicas de los materiales. http://www.editorialdonostiarra.com/pdf/292_EJERCTECINDUST.I.pdf
- Mehran Maalekian. "The Effects of Alloying Elements on Steels (I)" (2007). https://online.tugraz.at/tug_online/voe_main2.getvolltext?pCurrPk=32837
- M. A. Grossman y E.C. Bain. "Principles of Heat Treatment"



- Dong Yun; Lin Xiaoping; Xiao Hongshen. "Classic contributions: cryogenic treatment Deep cryogenic treatment of high speed steel: microstructure and mechanism" (1998).
- Curva cct con imágenes de componentes. <http://www.tecnologia-informatica.es/tecnologia/bachillerato/imagenes/diagr-fe-c.gif>
- ENRIQUE LOPEZ BONILLA, DR. ANDRES LOPEZ VELAZQUEZ.
"CALIBRACIÓN Y PUESTA A PUNTO DEL TRIBOMETRO PIN DISCO"
(2011).
<http://cdigital.uv.mx/bitstream/123456789/32947/1/lopezbonilla.pdf>
f
- Newkirk, Joseph, Kohser, Ronald. "Cryogenic treatment of tool steels: Questions posed and answers sought" (2000).
- Imagen de la variación punto eutectoide con la cantidad de manganeso agregado. <http://www.scielo.org.co/img/revistas/inde/n27/n27a09-6.jpg>
- Artículo explicativo sobre la cementación.
<http://estudioyensayo.files.wordpress.com/2008/11/cementacion.pdf>
- Propiedades del acero AISI 8620.
<http://www.metalravne.com/selector/steels/20NCD2.html>
- Aitor Loizaga, Jon Sertucha, Ramón Suárez. "Defectos metalúrgicos generados por la presencia de gases en el metal fundido" (2008).



- Das, D. "On the enhancement of wear resistance of tool steels by cryogenic treatment" (2008). Biblioteca UC3M.
- Hoja de propiedades del acero AISI 8620.
<http://www.suppliersonline.com/propertypages/8620.asp>
- L. Bourithisa, G.D. Papadimitrioua, J. Siderisb. "Comparison of wear properties of tool steels AISI D2 and O1 with the same hardness" (2005).
<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0301679X05000873>
- Ricardo Echevarria. "Defectología" (2002).
[http://sistendca.com/DOCUMENTOS/Defectologia\[1\].pdf](http://sistendca.com/DOCUMENTOS/Defectologia[1].pdf)
- Gráfica que muestra la variación de las propiedades de una barra de acero en función del contenido de carbono.
<http://sti.srs.gov/fulltext/tr2000232/fig4.2.gif>
- E-CENTRO. Tribómetro, Teoría, Tipos.
http://centrodeartigo.com/articulos-para-saber-mas/article_43005.html
- G. Nagarajan, D. Mohan Lal, A. Bensely, D. Senthilkumar, S. Harish, A. Rajadurai & Pete Paulin. "Cryogenic Treatment of Gear Steel".
<http://www.gearsolutions.com/article/detail/6133/cryogenic-treatment-of-gear-steel>



- Explicación de las propiedades mecánicas. “12. Mechanical Properties”.
<http://cml.postech.ac.kr/z/3750-012.pdf>
- GLOBAL METALS. “Section 4: EFFECTS OF ALLOYING ELEMENTS”.
[http://www.globalmetals.com.au/pdf/Metallurgical Overview/section 4.pdf](http://www.globalmetals.com.au/pdf/Metallurgical%20Overview/section%204.pdf)
- Ryan Wojes. “Cryogenic Heat Treatment”.
<http://metals.about.com/od/metallurgy/g/Cryogenic-Heat-Treatment.htm>
- AEIS. “Effects of Alloying Elements on Steel”.
<http://www.aeisndt.com/pdf/1%20Effects%20of%20Alloying%20Elements%20on%20Steel.pdf>
- P. Baldissera, C. Delprete. “Deep Cryogenic Treatment: A Bibliographic Review” (2008).
<http://www.cryogenicndt.com/docs/Reaserch/DeepCryogenicTreatment.pdf>
- Mohammad Hamidnia, Farhang Honarvar. “Measurement of elastic properties of AISI 52100 alloy steel by ultrasonic nondestructive methods” (2012)
- Measurement of elastic properties of AISI 52100 alloy steel by ultrasonic nondestructive methods” (2012).
<http://msp.org/jomms/2012/7-10/jomms-v7-n10-p05-s.pdf>



- Peterson Steel. "Effects of Alloying Elements in Metal".
<http://www.petersonsteel.com/wp-content/uploads/2011/03/Elements.pdf>
- Steel guru. "AISI 52100 Alloy Steel (UNS G52986)" (2012).
http://www.steelguru.com/sfTCPDF/getPDF/Mjg3NTM2/AISI_52100_Alloy_Steel_%2528UNS_G52986%2529.html
- Evaluation of factors influencing deep cryogenic treatment that affect the properties of tool steels" A. Oppenkowskia,*, S. Weberb, W. Theisena
- A. Robau Porrúa, F. Martínez Oliva, E. Altshuler. "Metalografía".
<http://www.fisica.uh.cu/Documentos/EXAF/Metalografia2011.pdf>
- "Metalografía y Tratamientos Térmicos. IV. PRINCIPIOS GENERALES DE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE LOS ACEROS".
http://www.frro.utn.edu.ar/repositorio/catedras/mecanica/5_anio/metalografia/4-PRINCIPIOS_GENERALES_DE_LOS_TT_v2.pdf
- F. J. Belzunce "ACEROS Y FUNDICIONES: ESTRUCTURAS, TRANSFORMACIONES, TRATAMIENTOS TERMICOS y APLICACIONES" (2001). <http://www.aceroplatea.es/docs/documento138.pdf>
- Peter Jurci, Otakar Prikner, Petra Salabova Jana Sobotova. "Effect of Cryogenic Treatment on Properties of Tool Steels" (2013).



<http://www.industrialheating.com/articles/90948-effect-of-cryogenic-treatment-on-properties-of-tool-steels>

- SuministrosParaCuchillos.com; Propiedades acero AISI 52100.
<http://tienda.suministrosparacuchillos.com/es/aceros-al-carbono-para-cuchillos/587-acero-carbono-52100.html>
- L.Q.I. Nayely Pineda Aguilar. “Microscopía Electrónica de Barrido”.
<http://mty.cimav.edu.mx/sem/>
- Empresa Ferrocortes. Información AISI/SAE 8620.
<http://www.ferrocortes.com.co/barras/barras-de-baja-y-media-aleacion-aisi-sae-8620>
- Frederick J. Diekman. “The Deep Cryogenic Treatment Question” (2013). <http://www.industrialheating.com/articles/91311-the-deep-cryogenic-treatment-question>
- F. KARA, A. CICEK, H. DEMIR. “MULTIPLE REGRESSION AND ANN MODELS FOR SURFACE QUALITY OF CRYOGENICALLY-TREATED AISI 52100 BEARING STEEL” (2013).
http://akademikpersonel.duzce.edu.tr/fuatkara/sci/fuatkara07.01.2014_15.38.37sci.pdf
- SuministrosParaCuchillos.com; Información acero AISI 01.
<http://www.suministrosparacuchillos.com/aceros-al-carbono.php>



- William F. Smith. "Structure and Properties of Engineering Alloys" (1993).
- R.G.P. International. "AISI 52100 100Cr6 CHROME STEEL BALLS".
<http://www.rgpballs.com/en/products/BALLS/QUICK-SELECTION/STEEL/CHROME-STEEL/AISI-52100-100Cr6-CHROME-STEEL-BALLS>
- Resumen completo de datos y características acero AISI 8620. Interlloy.
<http://www.interlloy.com.au/our-products/case-hardening-steels/8620-case-hardening-steel/>
- Nicolas Torres. "aleación hierro carbono" (2008).
<http://es.scribd.com/doc/31423307/aleacion-hierro-carbono>
- ASM Speciality Handbook. "Carbon and Alloy Steels" (1996)
- Firouzdor, E. Nejati, F. Khomamizadeh. "Effect of deep cryogenic treatment on wear resistance and tool life of M2 HSS drill" (2007).
- B.S. Lement, B.L. Averbach and M. Cohen. "Microstructural Changes on Tempering Iron-Carbon Alloys" (1954) pp 851-881
- F.E. Werner, B.L. Averbach and M. Cohen. "The Tempering of Iron-Carbon Martensite Crystals" (1957) pp 823-841



- B.S. Lement, B.L. Averbach and M. Cohen "Further Study of
Microstructural Changes on Tempering Iron-Carbon Alloys" (1955)
pp291-319